

Einfluss von Binder auf die Herstellung von Faserkunststoffverbunden

Matthias Dickert

Danksagung

Bei der Entstehung dieser Arbeit haben mir viele Personen mit Rat und Tat zur Seite gestanden. Auch wenn ich nicht jeden ihrer Ratschläge befolgt habe, waren mir die Diskussionen und Kritik genauso willkommen wie ihre Unterstützung in der Ausführung.

Ich möchte mich bei Prof. Dr.-Ing. Gerhard Ziegmann für sein Vertrauen bedanken, für die großen Freiheiten, die er seinen wissenschaftlichen Mitarbeitern - und damit auch mir - eingeräumt hat und für seine schützende Hand, die er über uns und das Institut gehalten hat.

Prof. Dr.-Ing Klaus Drechsler danke ich für die freundliche Übernahme des Ko-Referats.

Den Kollegen und Mitarbeitern möchte ich für ihre Hilfe bei allen Widrigkeiten des Institutslebens danken. Insbesondere gilt mein Dank David und Florian. Der eine war immer ein geschätzter und fordernder Diskussionspartner, der andere hat außerdem noch auf dem Beachvolleyballfeld überzeugt. Letzteres gilt ebenfalls für Yaya, der unermüdlich Permeabilitäten gemessen hat und viele unserer Ideen ausbaden musste. Die vielen Hi-Wis und (Austausch-)Studenten sollen nicht unerwähnt bleiben. Den Umfang der Arbeit verdanke ich auch ihrer Hilfe.

Meiner Familie und vor allem Carina danke ich für ihr Verständnis und ihre Geduld.

Eidesstattliche Erklärung

Hiermit erkläre ich an Eides Statt, dass ich die bei der Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften der Technischen Universität Clausthal eingereichte Dissertation selbstständig und ohne unerlaubte Hilfe verfasst und die benutzten Hilfsmittel vollständig angegeben habe.

Hiermit erkläre ich an Eides Statt, dass die eingereichte Dissertation weder in Teilen noch in ihrer Gesamtheit einer anderen Hochschule zur Begutachtung vorliegt oder vorgelegen hat und dass ich bisher noch keinen Promotionsversuch unternommen habe.

Matthias Dickert

Zusammenfassung

In der Herstellung von Faserverbundkunststoffbauteilen in Flüssigimprägnierverfahren wird üblicherweise eine Kette von Prozessschritten durchlaufen, die zum fertigen Bauteil führt: Preforming - Injektion - Aushärtung - Nachbearbeitung. Die Handhabung der biegeschlaffen Verstärkungshalbzeuge im Preformingschritt ist eine komplexe Aufgabe mit bislang nur geringem Automatisierungsgrad. Der dadurch entstehende hohe manuelle Aufwand schlägt sich sowohl in der Fertigungsdauer als auch in der Kostenstruktur von Faserverbundbauteilen nieder und stellt ein Hemmnis für deren Verbreitung dar.

Binder sind Hilfsstoffe, die im Preforming eingesetzt werden und das biegeschlafe Verstärkungsmaterial versteifen, so dass es leichter handhabbar wird. Der Binder fungiert als Klebstoff, der eine Struktur- und Geometriefixierung der textilen Verstärkungshalbzeuge herbeiführen soll. Neben diesen Zielgrößen ruft der Binder weitere Effekte in den folgenden Prozessschritten hervor. So werden sowohl aufgrund der veränderten Fließkanalgeometrie des Halbzeugs als auch wegen möglicher Viskositätsänderungen des Matrixharzes die Tränkungeigenschaften beeinflusst. Daneben existieren unter anderem Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften des Bauteils.

Das Ziel der Arbeit ist daher die umfassende Untersuchung dieser Bindereinflüsse, um so den bestmöglichen Gebrauch des Binders zu ermöglichen. Zu diesem Zweck wird schwerpunktmäßig die Fixierwirkung verschiedener Pulver- und Vliesbinder im Preformingschritt untersucht. Es werden Schäl-, 3-Punkt-Biege- sowie Kompaktierungstests abhängig von den Preformingparametern durchgeführt. Die Ergebnisse lassen den Schluss einer kapillarkraftgetriebenen Bindermigration zu, wodurch eine zunächst geschaffene Abstandhalterwirkung des Binders sukzessive reduziert wird. Weiterhin wird festgestellt, dass die üblicherweise eingesetzte Bindermenge von pauschal ca. 2 Gew.-% des Halbzeugflächengewichtes zu hoch ist. Für das verwendete Karbonfaserbiaxialgelege (300 g/m^2) können abhängig vom Bindertyp und den gewählten Preformingparametern bereits 0,5 Gew.-% vergleichbare Preformeigenschaften liefern.

Anschließend wird die Permeabilität von (un)bebinderten Preforms untersucht. Relativ zur unbebinderten Referenz weisen die bebinderten Preforms bei gleicher Gesamtporosität eine höhere oder gleiche Permeabilität auf, was unter anderem ein Resultat der Abstandhalterwirkung des Binders ist. Neben der experimentellen Permeabilitätsbestimmung, für die eigens eine Messvorrichtung konstruiert wird, erfolgt ihre Simulation, nach

einer ebenfalls neuen bildanalytischen Methode. Die Resultate für unbebinderte Preforms entsprechen denen der experimentell ermittelten Werte, die Ergebnisse der bebinderten Preforms weichen jedoch davon ab.

Schließlich werden die mechanischen Eigenschaften unter dem Einfluss von Binder im Short Beam Shear Test sowie mit Hilfe der dynamisch mechanischen Analyse ermittelt. Bindertyp- sowie bindermengenabhängig ergeben sich deutliche Unterschiede.

Aus den Ergebnissen geht hervor, dass die Eignung jeder Materialkombination im Hinblick auf die Prozesskette gesondert überprüft werden muss. Daher wird das in dieser Arbeit angewendete Vorgehen abschließend in einem generischen Versuchsplan zusammengefasst und steht damit für weitergehende Untersuchungen zur Verfügung.

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	i
Eidesstattliche Erklärung	iii
Zusammenfassung	v
1 Einleitung	1
1.1 Eine kurze Geschichte der Faserverbundkunststoffe (FVK)	1
1.2 Herausforderungen bei der Entwicklung und Konstruktion von FVK-Bauteilen	2
1.3 Ziele der Arbeit und methodischer Ansatz	6
2 Stand der Technik / Stand der Forschung	9
2.1 Preforming	9
2.1.1 Binder	10
2.1.2 Drapierung	14
2.1.3 Automatisierung	16
2.2 Injektion – Permeabilität und Simulation der Permeabilität	18
2.2.1 Herleitung der Permeabilität	18
2.2.2 Füllstudien	25
2.2.3 Experimentelle Bestimmung der Permeabilität	26
2.2.4 Permeabilitätsmessung unter Berücksichtigung der Prozessparameter	35
2.2.5 Permeabilitätsdatenbank und „Baukasten“ für Permeabilitätsmes- sungen	37
2.2.6 Vorhersage der Permeabilität durch Modellierung und Simulation .	39
2.2.7 Berücksichtigung der statistischen Eigenschaftsverteilung im porö- sen Medium bei der Permeabilitätsermittlung	42
2.2.8 Dual-Scale-Fließen	43
2.3 Mechanische Eigenschaften von bebinderten FVK-Bauteilen	47
2.3.1 Druckeigenschaften	48
2.3.2 Zugeigenschaften	48

2.3.3	Biegeeigenschaften	48
2.3.4	Interlaminare Scherfestigkeit (ILS)	49
2.3.5	Interlaminare Energiefreisetzungsrates Modus I und II (G_{Ic} , G_{IIc})	49
2.3.6	Glasübergangstemperatur	50
2.4	Fazit zum Stand der Technik / Stand der Forschung	50
3	Material und Methoden	53
3.1	Material	53
3.1.1	Binder	53
3.1.2	Faser	55
3.1.3	Messfluid	55
3.1.4	Injektionsharz	56
3.2	Methoden	56
3.2.1	Preforming	56
3.2.2	Injektion	68
3.2.3	Bauteil	78
4	Ergebnisse und Diskussion	83
4.1	Preforming	83
4.1.1	Bindercharakterisierung	83
4.1.2	Schältest	99
4.1.3	3-Punkt-Biegetest	119
4.1.4	Kompaktierung	123
4.2	Injektion	145
4.2.1	Permeabilität	146
4.2.2	Viskosität des Injektionsharzes unter dem Einfluss von Binder	172
4.2.3	Computersimulation	176
4.2.4	Konstruktion einer Permeabilitätsmessanlage	192
4.3	Bauteil	200
4.3.1	Dynamisch Mechanische Analyse	200
4.3.2	Interlaminare Scherfestigkeit	218
5	Fazit	225
5.1	Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse	225
5.1.1	Preforming	225
5.1.2	Injektion	227
5.1.3	Bauteileigenschaften	230

5.2	Experimenteller Ablauf zur Auswahl eines Binders und der Verarbeitungsparameter	230
5.3	Allgemeine Betrachtungen zum Einsatz von Binder	233
5.3.1	Pulverbinder / Vliesbinder	233
5.3.2	Reaktiver Binder / nicht reaktiver Binder und im Matrixharz löslicher / nicht löslicher Binder	234
5.3.3	Global einheitliche Bebinderung / lokale Bebinderungsmuster . . .	234
5.3.4	Bindermenge	235
5.3.5	Übertragung der Ergebnisse auf andere Faserarten	235
5.3.6	Binderauswahl ohne weitere Randbedingungen	236

1 Einleitung

1.1 Eine kurze Geschichte der Faserverbundkunststoffe (FVK)

Die Menschen setzen seit geraumer Zeit Kompositwerkstoffe ein, wobei ihre frühe Nutzung noch ohne grundlegendes Verständnis der Wirkmechanismen erfolgte. Mit fortschreitender Entwicklung im Bereich der Materialkunde nahm auch die Anzahl verfügbarer Werkstoffe zu, und es erfolgte ein Wandel von erfahrungsbasierter Werkstoffauswahl hin zu wissensbasiertem Werkstoffdesign. Damit verbunden war die Erkenntnis über die Funktionsweise von Kompositen.

Als in den 1930er Jahren bei Owens Corning in den USA die Massenproduktion von industriellen Endlosglasfasern begann, war es nur noch ein relativ kleiner Schritt, diese mit den ebenfalls in diesem Zeitraum entwickelten synthetischen Harzen zu einem Faserverbund zu kombinieren. Die Ausnutzung der Werkstoffanisotropie und ihre fertigungstechnische Umsetzung in Schichtverbunden folgten bekannten Konzepten. So wurden Schichtholzlaminate (umgangssprachlich: Sperrholz) unter Ausnutzung ihrer anisotropen Werkstoffeigenschaften für den Leichtbau im Flugwesen eingesetzt. Tatsächlich sind sogar komplette Verarbeitungsverfahren, die für die Faserverbundbranche erst später an Bedeutung gewinnen sollten (z. B. das Autoklavverfahren), bereits für die Fertigung von Schichtholzlaminate eingesetzt worden [192].

Die konsequente Verwendung von Faserverbundkunststoffen¹ in technischen Anwendungen hat seinen Ursprung in der Luft- und Raumfahrt. Ihr Einsatz blieb aber zunächst weitestgehend auf die Militärtechnik beschränkt. Von dort nahm die Entwicklung der beteiligten Werkstoffe und Verfahren einen rasanten und verzweigten Verlauf. Neue Faser- und Harzsysteme sowie Funktionsfüllstoffe erweiterten die Anwendungsfelder sowohl im militärischen als auch im zivilen Bereich. Heutzutage sind Faserverbundwerkstoffe schwerpunktmäßig vertreten in den Branchen des Automobilbaus, der Luft- und Raumfahrt, des allgemeinen Maschinenbaus, der Medizintechnik, des Bauwesens sowie der Sportgeräte-

¹FVK werden im Folgenden als gerichtete Endlosfaser im Schichtverbund mit einer polymeren Matrix angesehen. Daneben existieren andere faserverstärkte Kunststoffe, wie z. B. kurzfaserverstärkte Typen im Spritzguss oder der Extrusion, die hier aber nicht Gegenstand der Betrachtungen sind.

technik. Wichtige aktuelle Trends in Forschung und Entwicklung der Faserverbunde mit Kunststoffmatrix sind die Modifizierung mit Nanopartikeln, der Einsatz nachwachsender Rohstoffe, die Automatisierung von Verfahren sowie das Erreichen kurzer Zykluszeiten. In den kommenden Jahren wird ein überdurchschnittliches Wachstum des Faserverbundmarktes erwartet, wobei insbesondere im Bereich kohlenstofffaserverstärkter Produkte die Automobilindustrie als Treiber angesehen wird [18], [168], [186].

1.2 Herausforderungen bei der Entwicklung und Konstruktion von FVK-Bauteilen

Faserverbundkunststoffe sind eine vergleichsweise junge Materialklasse, deren besondere Vorzüge zu ihrer schnellen Etablierung als Konstruktionswerkstoff geführt haben. Das außerordentliche Leichtbaupotential dieser Werkstoffe wird erreicht durch die Kombination einer formgebenden, krafteinleitenden und -übertragenden Kunststoffmatrix mit einer lasttragenden Verstärkungsfasern. Die geringen Dichten von Faser und Matrix, die richtungsgebunden hohen Steifigkeiten und Festigkeiten der Verstärkungsfasern sowie die gezielte Ausnutzung dieser anisotropen Fasereigenschaften durch eine belastungsgerechte Anordnung der Verstärkungsfasern im Bauteil ermöglichen die typischen geringen Strukturgewichte bei gleichzeitig hoher mechanischer Belastbarkeit. Der Vergleich der spezifischen, also auf das Gewicht bezogenen, mechanischen Eigenschaften [17] verdeutlicht das Potential der FVK gegenüber anderen Materialklassen in diesem Zusammenhang.

Wesentliche Unterschiede zu anderen Konstruktionswerkstoffen zeigen sich unter anderem bei den thermischen und chemischen Eigenschaften. Die geringe Beständigkeit der FVK gegen organische Lösungsmittel oder die niedrige Dauergebrauchstemperatur der FVK, insbesondere unter Hot-Wet-Bedingungen, grenzen ihre Einsatzmöglichkeiten aus technischer Sicht z. B. gegenüber Metallen deutlich ab.

Aus wirtschaftlicher Sicht bedeuten die hohen Materialpreise einen weiteren einschränkenen Faktor im Einsatz der FVK. Im Automotive-Bereich wird häufig ein Richtwert für den Bauteilpreis, also inklusive der Kosten für die notwendigen Verarbeitungsverfahren, von 5 €/kg kolportiert. Die Preise liegen für ein Epoxidharz bei mindestens ca. 10 €/kg Matrix und 20–40 €/kg für ein Kohlenstofffaserhalbzeug. Inklusive Bearbeitung sind in der Luftfahrtbranche Bauteilpreise von bis zu ca. 1000 €/kg nicht unüblich. Der Vergleich dieser Werte offenbart die wirtschaftliche Hürde vor der die FVK bei der Einführung in den Massenmarkt stehen.

Die hohen Kosten der FVK-Bauteile sind neben den hohen Materialkosten auch der komplexen Verarbeitung dieser Materialien geschuldet. Entlang der Faserverbundprozesskette sind verschiedene Fachrichtungen von Textiltechnik und Polymerchemie über

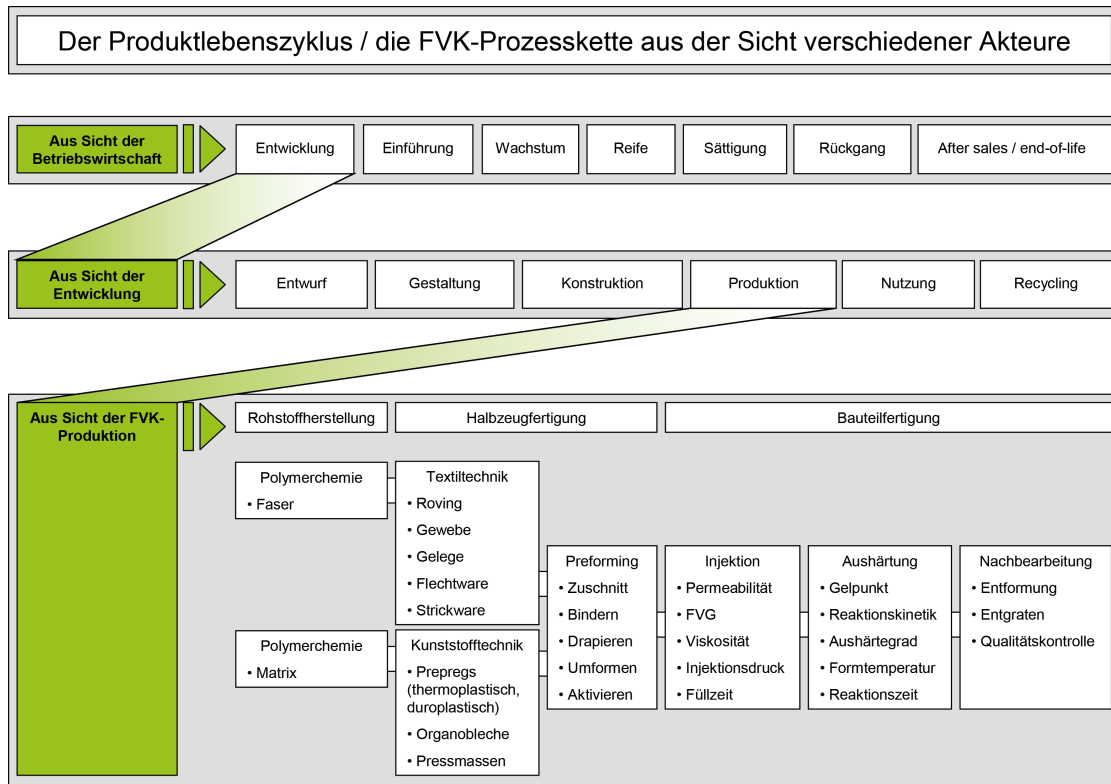


Abbildung 1.1: Der Produktlebenszyklus von FVK-Bauteilen aus verschiedenen Sichtweisen

Kunststofftechnik und Maschinenbau bis zur Prozesssimulation an der Entwicklung und Fertigung von FVK-Bauteilen beteiligt, wodurch der Status der Querschnittstechnologie hervorgehoben wird.

Grundsätzlich kann der Produktlebenszyklus aus verschiedenen Perspektiven betrachtet werden. So hat die Betriebswirtschaft einen anderen Blickwinkel als die Entwicklung oder die Produktion (Abbildung 1.1). Generell gilt, dass der Großteil der Kosten bereits früh in der Produktentstehung festgelegt wird, so dass der Entwurfs- und Entwicklungsphase große Bedeutung zukommt.

Die zeitliche Abfolge der wesentlichen Liquid Composite Molding (LCM) Fertigungsverfahren für die Produktion von FVK-Bauteilen lässt sich in Textil-/Kunststofftechnik - Preforming - Injektion - Aushärtung - Nachbearbeitung gliedern. Insbesondere die tech-

nisch-wirtschaftlich optimale Auswahl der Materialien und Fertigungstechnologien stellt aufgrund der vielfältigen Interaktionen im FVK-Produktionsprozess eine große Herausforderung dar. Außerdem muss die Entwicklung auch die anforderungsgerechte Bauteilauslegung sicherstellen. Im Zusammenhang mit FVK ist interessant, dass wirtschaftlich bedeutende Mengen an FVK-Bauteilen der ersten Generationen aktuell ihr Lebensdauerende erreichen und somit Vergleiche der Berechnungskonzepte zur Lebensdauerauslegung bzw. der Schädigungsvorgänge mit realen Strukturen zulassen aber auch verstärkt Fragen zur Weiternutzung nach Vorschädigung, zur Reparatur oder zum Recycling aufgeworfen werden.

Die Rohstoffherstellung der Fasern und der Matrix steht am Beginn der Fertigung. [80] gibt eine Übersicht der eingesetzten Materialien und deren Eigenschaften. Abhängig vom gewählten Fertigungsprozess können aus beiden Komponenten direkt Bauteile erzeugt werden (z. B. Fasersprühen, Wickeln), in den meisten Fällen jedoch werden über weitere Zwischenstufen Halbzeuge hergestellt.

Dabei spielt insbesondere die textile Fertigungskette eine entscheidende Rolle, deren Besonderheiten in [138], [206], [98] nachgelesen werden können. Üblicherweise wird aus den Faserrovings ein textiles Flächenhalbzeug hergestellt, welches wie gewünscht zugeschnitten, geschichtet und geformt wird. Diese so genannte Preform wird im Anschluss auf geeignete Art und Weise mit Harz getränkt.

Der Wahl der Tränkungsart sowie des -ablaufs kommt große Bedeutung zu, da die drei grundlegenden Faktoren eines jeden Bauteils – Zeit, Kosten, Qualität – hierdurch maßgeblich in nur einem Prozessschritt beeinflusst werden. [81], [56], [142] beleuchten die zur Auswahl stehenden Fertigungsverfahren. Zukünftig wird den LCM-Verfahren weiter steigende Bedeutung zukommen. Sie werden detailliert in [171], [156] behandelt.

Nach der Tränkung des Faserhalbzeugs mit Matrixharz findet die Vernetzungsreaktion des Harzes statt an deren Ende ein ausgehärtetes Bauteil steht. Nach dem Entformen und der Nachbearbeitung kann das Bauteil schließlich genutzt werden.

Die Struktur-Eigenschaftsbeziehung des so entstandenen Verbundwerkstoffes hängt einerseits grundlegend von seinen konstituierenden Bestandteilen (Faser und Matrix) sowie von der sich zwischen ihnen ausbildenden Interphase ab. Andererseits nimmt auch die Prozessführung entscheidenden Einfluss. Das Material entsteht sozusagen erst im Prozess. Dieser enge Zusammenhang muss in allen Phasen der Bauteilentwicklung berücksichtigt werden.

Die Entscheidung darüber, welches Material in welcher speziellen Anordnung eingesetzt wird, trifft der Konstrukteur entsprechend der Anforderungen, die an das Bauteil gestellt werden. Zum Einsatz kommt dabei häufig die klassische Laminattheorie (CLT) [177], welche dem schichtweisen Aufbau der FVK gut Rechnung trägt. Ein erster Laminatentwurf wird gemeinsam mit den äußeren Faktoren wie Last, Temperatur oder Feuchte sowie

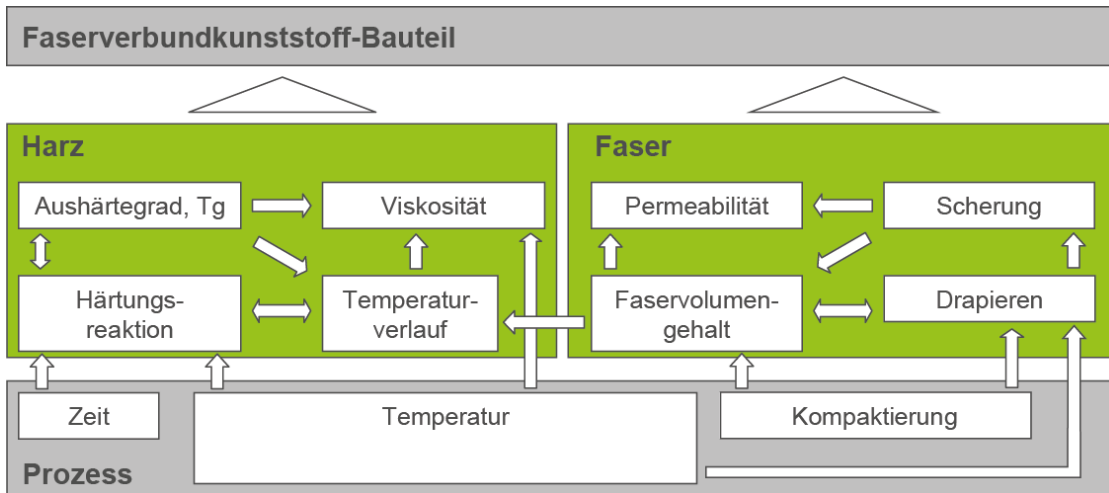


Abbildung 1.2: Die Abhängigkeiten im FVK-Prozess nach [108]

mit den Werkstoffdaten in eine Steifigkeitsanalyse einbezogen. Aus den Verformungen ergeben sich Spannungen, welche in der Festigkeitsanalyse durch Anwendung von Bruchkriterien zu Festigkeitsreserven der Einzelschichten verrechnet werden. [164] hat dafür allgemeingültige Kriterien entwickelt, die, im Gegensatz zu älteren, empirischen Modellen, physikalisch begründet sind. Durch Iterationen des Laminatentwurfs und deren Überprüfung mit einer anerkannten Berechnungsmethodik, z. B. der CLT, bestimmt der Konstrukteur die optimale Lösung.

Dabei nehmen die Änderungen am Bauteildesign auch immer Einfluss auf den Fertigungsprozess. Zum Beispiel steigt durch die Erhöhung des Faservolumengehaltes die Steifigkeit, so dass bei gegebener Belastung die Wandstärke reduziert werden kann. Neben einem neuen Werkzeugdesign folgt daraus aber auch ein verändertes Imprägnierverhalten. Die Permeabilität sinkt, wodurch sich die Injektionsdauer erhöht. Unter Umständen verringert sich die Fließgeschwindigkeit dadurch so sehr, dass aufgrund der fortschreitenden Vernetzungsreaktion im Harz, dessen Viskosität dadurch steigt, eine vollständige Bauteilfüllung vor Erreichen der Grenzviskosität nicht mehr gewährleistet ist. Abbildung 1.2 verdeutlicht die grundlegenden Zusammenhänge in der FVK-Fertigung.

Offenbar stehen sämtliche Aspekte vom Design über die Konstruktion und Fertigung bis hin zur Nutzung in einem engen Beziehungsgeflecht, in dem es häufig zu Zielkonflikten kommt. Zur Lösung dieser generellen Problematik macht die VDI-Richtlinie 2221 [3] einen Vorschlag für ein strukturiertes Vorgehen im Entwicklungsprozess. Darüber hin-

aus existieren verschiedene Schulen der Kreativitätstechniken und des systematischen Konstruierens [154]. Die Besonderheiten der Kunststofftechnik finden z.B. Berücksichtigung in [57], allerdings mit Schwerpunkt auf unverstärkten bzw. kurzfaserverstärkten Kunststoffen. Schichtweise, endlosfaserverstärkte Kunststoffe, d. h. die FVK, werden z. B. in [177], [81] behandelt.

Während im klassischen (Metall-)Maschinenbau umfangreiche Design- und Konstruktionswerkzeuge in Form einer Konstruktionssystematik aufbereitet zur Verfügung stehen, fehlen solche Hilfsmittel im Bereich FVK oft. Besonders deutlich wird dieses Defizit für die Techniken des Computer Aided Engineering (CAE). FVK-Konstrukteure müssen häufig auf Software zurückgreifen, die aus dem Metallbau adaptiert worden ist oder gar keine Anpassung erfahren hat. Die Durchgängigkeit der CAE-Techniken ist nicht vollständig gegeben. Gekoppelte Simulationen, also solche, in denen Material und Prozess sich gegenseitig beeinflussen können, befinden sich noch in der Entwicklung und werden in der Praxis nur vereinzelt umgesetzt (vgl. Kapitel 2).

Neben spezieller Software und den entsprechenden Schnittstellen fehlen aussagekräftige Materialmodelle für die bessere Einbindung von CAE in den Konstruktionsablauf. Ein Grund hierfür ist die hohe Komplexität von FVK. Anisotropie, Heterogenität, Schichtaufbau und Stochastik des Materials sind Faktoren, die bei metallischen Werkstoffen nur untergeordneten Einfluss haben, bei FVK jedoch die Komplexität potenzieren. Materialmodelle benötigen Grundlagen in Form von Messdaten, mit denen es entweder gelingt physikalisch begründbare Zusammenhänge zu ermitteln oder, falls nicht, die zumindest geeignet sind, empirische Modelle aufzustellen.

1.3 Ziele der Arbeit und methodischer Ansatz

Einige der Herausforderungen und Defizite in der Faserverbundtechnik sind im vorangegangenen Abschnitt deutlich geworden. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit einem Teilaspekt dieser komplexen Zusammenhänge: dem Binder. Binder ist ein Hilfsstoff in der Fertigung von FVK, der viele Vorgänge entlang der Prozesskette, z. B. auf Harzebene oder auf Faserebene, beeinflusst (Abbildung 1.2). Diese Abhängigkeiten sind bislang jedoch nur unzureichend untersucht worden.

Der optimale Bindereinsatz nach Menge und Aktivierungsparametern für die gezielte Erreichung von gewünschten Preformeigenschaften steht im Fokus der vorgestellten Untersuchungen. Hierfür ist es notwendig, ein tiefgreifendes Verständnis der Prozessdynamik zu entwickeln. Auf Basis von Modellvorstellungen kann somit für eine Vielzahl von Anwendungsfällen eine erfolgversprechende Verarbeitungsstrategie formuliert werden. Insofern hat die vorliegende Arbeit den Anspruch, mehr zu sein als eine bloße

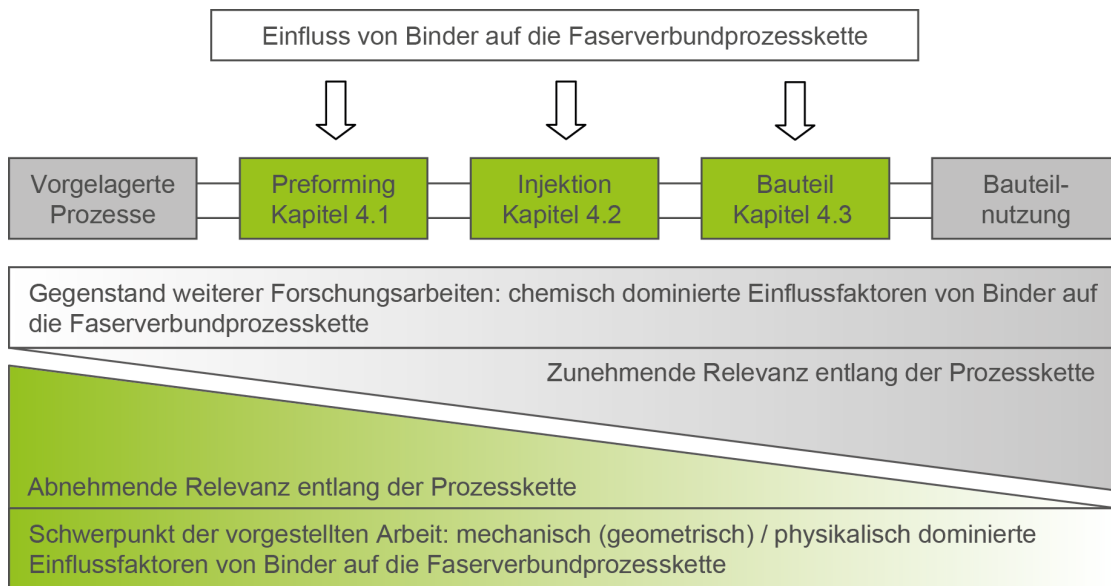


Abbildung 1.3: Einordnung der vorgestellten Arbeiten in die Faserverbundprozesskette

Ergebnisdarstellung. Vielmehr soll sie den Leser in die Lage versetzen, die vorgestellte Versuchsmethodik auf unbekannte Bindersysteme anzuwenden und die präsentierten Schlussfolgerungen auf hier nicht dargestellte Fälle zu übertragen.

Dazu orientiert sich der Aufbau der Arbeit an der LCM-Prozesskette (Abbildung 1.3). Wesentliche Elemente in dieser Prozesskette sind das Preforming, die Injektion sowie das resultierende Bauteil. In den entsprechend gegliederten Abschnitten der vorliegenden Arbeit wird daher der Einfluss von Binder auf diese Elemente untersucht.

Die Einflussnahme des Binders auf die Prozesskette beruht hauptsächlich auf zwei Wirkprinzipien. Einerseits spielen chemisch dominierte Einflussfaktoren eine Rolle, wie z. B. Fragestellungen zur Kompatibilität von Binder und Harzsystem. Der Schwerpunkt ihrer Auswirkungen liegt in den späteren Prozessschritten. Beginnend bei Lösungsvorgängen während der Harzinjektion reicht die Bandbreite über die Beeinflussung der Netzwerkbildung während der Aushärtung bis zu den erzielbaren mechanischen Eigenschaften im Bauteil.

Neben diesen Faktoren existieren andererseits mechanisch-physikalisch dominierte Einflüsse des Binders auf die Prozesskette, wie z. B. Binderpartikelgröße und -lokalisation. Sie werden früh in der Prozesskette festgelegt und nehmen großen Einfluss auf die Preformeigenschaften und ihre daraus resultierende Prozessierbarkeit. Der direkte Einfluss

mechanisch-physikalischer Faktoren ist im Preforming sowie während der Injektion am größten und nimmt entlang der Prozesskette bis zu den Bauteileigenschaften ab.

Während die chemischen Einflussfaktoren hier weniger intensiv betrachtet werden, sind die mechanisch-physikalischen Zusammenhänge zentraler Gegenstand der Untersuchungen dieser Arbeit. Die Inhalte der jeweiligen Abschnitte werden im Folgenden kurz erläutert.

1. Preforming

Der Einsatz von Binder soll die Handhabung von ansonsten biegeschlaffen Verstärkungsstrukturen vereinfachen. Die Aufgabe des Preforming ist es, dieses Ziel zu erreichen. In diesem Abschnitt werden daher Parameterstudien zum Einfluss der Binderaktivierungsparameter im Preformingschritt auf die mechanischen Eigenschaften der Preform durchgeführt. Aus dem Preformverhalten soll das Binderverhalten im Preformingschritt modellhaft abgeleitet werden.

2. Injektion

Die meisten Charakteristika werden zwar im Preforming festgelegt, ihr Einfluss ist jedoch nicht auf diesen Prozessschritt limitiert. So bestimmen die Menge und die Verteilung des Binders einige Aspekte des nachfolgenden Injektionsschrittes. Um auch diese Einflüsse zu erfassen, werden vergleichende Permeabilitätsmessungen (1D und 2D) für ausgewählte Preformingparameter durchgeführt.

Die in den Permeabilitätsmessungen gewonnenen Erfahrungen führen zu entscheidenden Verbesserungen in der Umsetzung des Messverfahrens. Das macht die Neukonstruktion einer entsprechenden Permeabilitätsmessanlage erforderlich.

Neben der experimentellen Umsetzung ist es notwendig, die Erkenntnisse auch auf die Ebene der Simulation zu erweitern. Tatsächlich ist die Simulation des Fließverhaltens bei bekannten Permeabilitäten, so genannte Füllstudien, ein gut abgesichertes Werkzeug in der Faserverbundtechnik. Die Ermittlung der Permeabilität selbst mit Hilfe von Simulationswerkzeugen befindet sich jedoch am Anfang der wissenschaftlichen Betrachtungen. Hierzu wird ein neuer Ansatz auf Basis von realen Fließkanalquerschnitten diskutiert und der Versuch unternommen, die Ergebnisse auf Anwendungen mit Bindereinsatz zu übertragen.

3. Bauteil

Schließlich wird untersucht, inwieweit der Binder Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften eines Bauteils nimmt. In der Literatur existieren dazu zum Teil widersprüchliche Aussagen, weswegen auf umfangreiche Parameterstudien verzichtet wird und stattdessen Extremwerte betrachtet werden, die eine möglichst große Aussagekraft versprechen.

2 Stand der Technik / Stand der Forschung

2.1 Preforming

Die Herstellung einer Preform wird Preforming genannt. Dabei werden aus biegeschlaffen, textilen Verstärkungshalbzeugen eigenstabile, endkonturnahe Vorformlinge mit definierter Faserausrichtung erzeugt. Die Preformeigenschaften werden an die Anforderungen der im Herstellungsprozess folgenden Verarbeitungsschritte sowie die gewünschten Eigenschaften im konsolidierten Bauteil angepasst [99]. Die Ziele des Preformings sind die Erhöhung der Reproduzierbarkeit sowie die Reduzierung des Handhabungsaufwandes in der Prozesskette zur Fertigung von FVK-Bauteilen.

Da FVK-Strukturen überwiegend aus ebenen Verstärkungshalbzeugen hergestellt werden, liegt der Schwerpunkt der Betrachtungen auf dieser als indirekt bzw. sequentiell bezeichneten Preformingroute. Die daran beteiligten Umformvorgänge sind von besonderer Bedeutung. Der Flächenbildungsprozess zur Erzeugung der textilen Halbzeuge erfolgt üblicherweise in Flachwebtechnik für die Herstellung von Geweben verschiedener Bindungsarten oder in Kettenwirktechnik für die Herstellung von Multiaxialgelegen. Weitere Techniken wie Flachstricken oder Flachflechten sind Flächenbildungsprozesse von mengenmäßig untergeordneter Bedeutung [98].

Abhängig von der Art des Verstärkungshalbzeugs sowie der folgenden Produktionsprozesse hat das sequentielle Preforming verschiedene Aufgaben. Während des Preformings ebener Halbzeuge erfolgt im einfachsten Fall eine Strukturfixierung, d. h. das ebene Halbzeug oder mehrere Lagen davon werden ohne weitere Umformung fixiert. Dadurch wird der Zusammenhalt des Lagenstapels, die Kantenstabilität nach Beschnitt oder die belastungsgerecht eingestellte Faserorientierung gesichert.

Für die Herstellung von komplex geformten Bauteilen ist die Strukturfixierung der Preforms allein jedoch nicht ausreichend. Die ebenen Halbzeuge werden in einem oder mehreren Umform- und Trennprozessen der Bauteilendkontur angenähert. Während dieser Drapiervorgänge entstehen durch Kompaktierung und Scherung des Halbzeugs Rückstellkräfte, die zur Wahrung der eingestellten Form durch eine Geometriefixierung aufgefangen werden müssen.

In der Preformherstellung aus ebenen Halbzeugen werden Struktur- und Geometriefixierung häufig in einem Schritt durchgeführt, da die Strukturfixierung die Steifigkeit des Halbzeugs erhöht und somit einer weiteren Umformung entgegenwirkt.

Alternativ zur eng mit den Flächenhalbzeugen als Verstärkungsmaterial verknüpften Methode des sequentiellen Preformings existiert das direkte Preforming. Die Formkörper werden direkt aus den Verstärkungsfäden hergestellt (z. B. Formflechten, Formstricken, Tailored Fiber Placement). Die Funktionen Struktur- und Geometriefixierung fallen hierbei zusammen und können teilweise sogar ohne einen Binder aus Fremdmaterial erfüllt werden.

2.1.1 Binder

Für die Fixierung der Preforms wird überwiegend die Bindertechnik eingesetzt. Binder, im Sinne dieser Arbeit, sind Hilfsstoffe in einer Preform, die eingesetzt werden, um eine Struktur- und/oder Geometriefixierung der Preform zu erzielen. Entlang dieser Definition lassen sich verschiedene Varianten von Bindertechnologien identifizieren, die sich zwischen Textil- und Klebtechnologie bewegen (Abbildung 2.1). Die Binderwirkung der Klebtechnologien beruht auf Adhäsion des Binders an der Faseroberfläche und seiner Kohäsion. Die Binderwirkung der Textiltechnologien liegt im Form- und/oder Kraftschluss² der Hilfsstoffe mit dem Textil. Die Bindergeometrie für die Textiltechnologien ist bestimmt und von hoher Ordnung, entweder, weil der Binder das Textil selbst ist oder weil er eine textilähnliche Struktur aufweist. Die Klebtechnologien dagegen besitzen unbestimmte Bindergeometrien niedriger Ordnung. Im Folgenden wird der Stand der Bindertechnologie entlang des in Abbildung 2.1 angewendeten Schemas vorgestellt.

Während der Faserherstellung wird aus Gründen der Prozessierbarkeit eine so genannte Schlichte auf die Fasern aufgetragen. Die Schlichte übernimmt darüber hinaus Funktionen in der Anbindung der Faser an die Matrix.³ Sie kann aber auch in der trockenen Faser eine Wirkung entfalten, die der des Binders ähnelt [180].

Das Chemical Stitching ist ein Verfahren, in dem über eine Hohlnadel reaktive Klebstoffsysteme in den trockenen Faserstapel injiziert werden. Durch Energieeintrag, z. B. UV-Strahlung, wird der Klebstoff aktiviert und härtet aus. Die Klebepunkte werden automatisiert mit einem Gantry-System appliziert. In der Ebene bestehen hohe Freiheitsgrade hinsichtlich der Klebpunktanordnung. In Dickenrichtung und für komplex geformte Bauteilgeometrien sind die Freiheitsgrade eingeschränkt [188].

Pulverbinder stellen den Stand der Technik dar. Es werden thermoplastische und duro-mere Typen eingesetzt, wobei die thermoplastischen Pulverbinder auch aus einer hochmo-

²Kraftschluss weist auch Elemente der Adhäsion auf

³Je nach Sichtweise als Faser-Matrix-Interface oder Faser-Matrix-Interphase bezeichnet.



Abbildung 2.1: Einteilung der Bindertechnologien

lekularen Harzkomponente eines Harzsystems, z. B. Epoxid bestehen können. Dadurch kann der Bindertyp auf das Matrixsystem abgestimmt werden und bewahrt dennoch seinen thermoplastischen Charakter. Abhängig von der Bindermenge kann ein leichter Härterüberschuss im Harz genutzt werden, um den Binder ebenfalls auszuhärten. Andererseits ist die Anzahl der reaktiven Gruppen sehr gering, so dass die Mischtoleranz der Komponenten größer ist, als die zusätzlich benötigte Härtermenge. Außerdem wird der Binder bei raumtemperaturhärtenden Systemen oft nicht gelöst, so dass die Reaktion nur an der Partikeloberfläche abläuft, was die benötigte Härtermenge weiter reduziert.

Die für einen FVK-Binder benötigten Eigenschaften sind vielfältig. Entsprechend werden ihre Eigenschaften zunehmend auf spezielle Faserverbundverfahren hin optimiert. So werden extra niedrigschmelzende Typen produziert, welche bei Temperaturen aktiviert werden, die für den direkten Kontakt mit dem Menschen noch geeignet sind (Stockhausen Estekoll HL 50/200)⁴. Das ist notwendig, wenn der Werker die Formgebung händisch

⁴Produktion eingestellt.

unterstützt. In anderen Fällen wird Wert auf eine sehr hohe Schmelztemperatur gelegt, die auf oder über dem Niveau des Glasübergangs (T_g) des Matrixsystems liegt. Wieder andere Bindersysteme sollen sich (InChem PKHP) oder sollen sich nicht (Wacker Vinnex LL2319 A9133) im Matrixharz lösen.

Pulverbinder werden entweder direkt oder indirekt appliziert. Häufig werden sie durch geeignete Streutechnik auf die Halbzeugoberfläche aufgetragen [83]. In der Produktion von bebinderten Verstärkungshalbzeugen wird der Binder im Anschluss durch kurze Aktivierung (IR-Strahler, Ofenstrecke) auf der Halbzeugoberfläche fixiert. Durch den Streuauftrag bestehen Probleme hinsichtlich der Entwicklung von Stäuben. Alternativ kann der Binder zunächst gelöst oder dispergiert werden. Durch die Sprühapplikation und das anschließende Verdunsten des Löse- oder Dispergiermittels können sich allerdings Belastungen durch die flüchtigen Bestandteile ergeben.

Bindervliese stellen die nächste Ordnungsstufe dar. Sie bestehen aus thermoplastischen Fäden, die meist ohne Vorzugsorientierung zu einem Vlies mit geringem Flächengewicht ($6\text{--}24\text{ g/m}^2$) verarbeitet werden. Es handelt sich dabei also bereits um ein eigenständiges textiles Flächenhalbzeug. Das Vlies wird beim Aufbau des Lagenstapels zwischen die zu verbindenden Einzellagen gelegt und z. B. in einem Heißpressprozess aktiviert.

Eng verwandt ist der Hotmeltauftrag [27]. Ein thermoplastischer Klebstoff wird in Spinnsprüh-, Fadensprüh- oder Airlessystemen direkt auf das Substrat, also das Verstärkungshalbzeug, aufgetragen. Speziell bei hohen Flächendichten des Halbzeugs kann die Sprühluft nicht schnell genug abgeführt werden und führt so zu Verwirbelungen an der Halbzeugoberfläche. Es kommt zu einem schlechten Auftragsbild. Dieser Nachteil kann mit rotierenden Auftragssystemen umgangen werden. Die Auftragsmuster sind dabei weiterhin in einem großen Rahmen einstellbar und reichen von groben und feinen Netzstrukturen bis zu punktförmigen Auftrag. Die robotergestützte Applikation ermöglicht darüber hinaus die lokale Bebinderung im Serienbetrieb [99].

Das Co-Mingling steht verfahrenstechnisch näher an der Textiltechnik. Ein thermoplastischer Binderfaden wird schon während der Rovingherstellung gemeinsam mit den Verstärkungsfasern zu einem Roving verarbeitet oder in einem nachgelagerten textiltechnischen Prozess, z. B. durch Teilschuss in der Webtechnik, in die Halbzeugstruktur integriert. Der Binder liegt also als Struktur innerhalb des textilen Flächenhalbzeuges vor [99], [11].

Textile Flächengebilde bestehen oft aus mehreren Sub-Lagen mit individueller Faserorientierung, die durch einen Nähfaden zusammengehalten werden. Der Nähfaden dieser Multiaxialgelege ist zumeist ein Thermoplast (z. B. Polyester, Polyamid). Es liegt nahe, den Nähfaden selbst als Binder zu nutzen, wodurch der Fremdmaterialeintrag in den FVK reduziert wird. Speziell dafür vorgesehene Produkte können weitere Eigenschaften, wie z. B. hohe Löslichkeit im Matrixharz, besitzen (InChem Grilon MS). Im weiter

gefassten Sinn ist jeder Nähfaden ein Binder, da er den Zusammenhalt des Halbzeugs sicherstellt [76].

Im z-Pinning Verfahren werden Fasern oder Stifte senkrecht zur Laminebene durch die Faserverstärkung oder den Sandwichaufbau getrieben, um so den Zusammenhalt auch in der dritten Dimension zu gewährleisten [159], [62]. Durch die Verstärkung in Dickenrichtung können Nachteile in den mechanischen Eigenschaften (Risiko der Delamination), die aus dem oftmals schichtweisen Aufbau der FVK resultieren, verringert werden. Das Prinzip ist bekannt vom Tuften oder der Nadelvliesherstellung, in denen die Verwirkung der umgebenden Fasern eine Binderwirkung hervorruft.

Eine ausschließlich textiltechnisch basierte Lösung zur Strukturfixierung stellt z. B. das Formflechten [98] dar. Der Zusammenhalt der Preform ist prinzipbedingt bereits gegeben. Allerdings kann der Bindereinsatz auch bei formgeflochtenen Preforms notwendig sein, da, abhängig von den Flechtparametern, nicht immer ein eigensteifes Halbzeug hergestellt werden kann, wodurch eine Geometriefixierung notwendig wird.

In den Fällen, in denen die Binderwirkung zumindest zum Teil auch auf klebtechnischen Wirkmechanismen beruht und nicht ausschließlich mechanisch durch Formschluss zustande kommt, muss der Binder aktiviert werden. Das bedeutet, dass durch Energieeintrag in den Binder dort eine Reaktion ausgelöst wird, die die Klebwirkung hervorruft. Dieser Energieeintrag geschieht in den allermeisten Fällen in Form von Wärme. In duromeren Bindersystemen wird dadurch die Vernetzungsreaktion gestartet. Thermoplastische Binder schmelzen und in Kombination mit einer auf sie einwirkenden Kraft (Pressdruck, Kapillardruck, Gewichtskraft) vergrößert sich die Kontaktfläche des Binders mit dem Halbzeug, was zur Adhäsion führt. Durch das Umfließen von Verstärkungsfäden kann es sogar zum Formschluss kommen. Als Wärmequelle kommen z. B. die Heißpresse [48], der Infrarotstrahler [24], die Induktionsmethode [71], [51], oder Warmluft in Frage [99]. In einigen Fällen erfolgt die Binderaktivierung durch händisches Bügeln, was im Prinzip eine Variation der Heißpresse darstellt.

Neben dem Wärmeeintrag kann die Aktivierung auch durch eine Energiequelle anderer Form ausgelöst werden. Die Aktivierung durch Licht (UV/Vis, Laser) [188], [28] besitzt gegenüber der langsamen Methode der Erwärmung einen Geschwindigkeitsvorteil. Allerdings lässt sie sich nicht auf optisch nicht leitfähige Medien, wie z. B. Kohlenstofffaser, anwenden, was eine große Einschränkung darstellt. Möglich ist auch die Erwärmung durch Mikrowellenstrahlung [77].

Einerseits ist diese Material- und Verfahrensvielfalt der Komplexität der FVK-Prozesskette geschuldet, andererseits ist sie das Resultat eines Informationsdefizits. Es existieren nur wenige Untersuchungen über den optimalen Einsatz von Binder und seine Wechselwirkungen mit dem Prozess. Aus diesem Grund konnte sich bislang noch keine Material-Verfahrens-Kombination als Standard herauskristallisieren. Im industriellen Umfeld wer-

den Pulver- und Vliesbinder am häufigsten eingesetzt.

2.1.2 Drapierung

Die Ablage des Verstärkungshalbzeugs auf einem oder in ein Formwerkzeug wird Drapierung genannt. Die dabei ablaufende Formgebung beinhaltet hauptsächlich Kompaktierungs- und Schervorgänge im textilen Verstärkungshalbzeug. Weitere mögliche Deformationen des Halbzeugs sind z.B. Biegung, Faltung oder Fadenstreckung [163]. Neben dem Preforming mit formgebundenen Drapieransätzen, existieren Forschungen zu kinematischen Ansätzen, die eine aktive Führung der Halbzeugumformung mittels geeigneter Mechaniken erlauben [79]. Die Drapierung kann den Füllvorgang beeinflussen [23].

Kompaktierung

Kompaktierung eines textilen Verstärkungshalbzeugs bedeutet dessen scheinbare Dichte, also den Faservolumengehalt, durch eine engere Verstärkungsfadenanordnung zu erhöhen. Auf LCM-Prozesse bezogen ist damit üblicherweise das Verpressen mehrerer Halbzeugeinzellagen gemeint. Kompaktierung findet aber auch lokal (z.B. in den Rovings) statt.

Beim Preforming von ebenen Verstärkungshalbzeugen wird die gewünschte Preformdicke in den meisten Fällen durch eine Kompaktierung senkrecht zur Halbzeugebene eingestellt und durch geeignete Strukturfixierung gesichert. Der Umformdruck ist in den Vakuumsackverfahren auf 1 bar begrenzt, was den Faservolumengehalt in typischen Verstärkungstextilien auf ca. 45 % begrenzt. Höhere Faservolumengehalte von 50–65 % können durch Pressverfahren realisiert werden.

Daneben spielt die Anordnung der Verstärkungsfäden im Halbzeug eine entscheidende Rolle für die Höhe des erzielbaren Faservolumengehaltes [169]. Häufige Fadenkreuzungen, wie sie in Geweben, insbesondere von der Machart der Leinwandbindung, auftreten, verringern den maximalen Faservolumengehalt. Die Gründe hierfür sind, dass durch Fadenkreuzungen zum einen das Nesting⁵ reduziert wird und zum anderen wegen des minimalen Biegeradius der Verstärkungsfäden unbesetzte Hohlräume in der Nähe der Umlenkpunkte entstehen. Eine möglichst parallele Anordnung der Verstärkungsfäden bereits im unkompaktierten Ausgangszustand, wie sie in Gelegen vorhanden ist oder durch gezielte Fadenablage erreicht wird, ermöglicht dagegen einen höheren praktisch erreichbaren maximalen Faservolumengehalt von über 70 %.

⁵Anordnung von (meist textilen) Strukturen einer Preform zueinander; gemeint ist die raumsparende Positionierung im Sinne einer dichtesten Kugelpackung

Wegen der hohen Bedeutung des Faservolumengehaltes für die Eigenschaften von Faser-verbundwerkstoffen ist das Kompaktierungsverhalten von textilen Verstärkungshalbzeugen weiterhin Gegenstand der Forschung [15], [147], [36].

Der Binder als zusätzliche Komponente beeinflusst das Kompaktierungsverhalten der Preform [14]. Wird die Kompaktierung wegkontrolliert durchgeführt, d.h. die Preform auf eine spezielle Dicke verpresst, dann reduziert der Binder die Porosität der Preform. Da der Binder als zusätzliches Element der Preform Volumen einnimmt und die Umordnungsvorgänge der Verstärkungsfäden während der Kompaktierung beeinflusst, ist bei kraftkontrollierter Kompaktierung eine entsprechende Dickenerhöhung der Preform zu erwarten [170], [109].

Im Anschluss an die Kompaktierung erfolgt die Binderaktivierung, welche die Strukturfixierung gewährleisten soll. Nach der Entnahme aus dem Werkzeug entfallen die formgebenden Zwangsbedingungen und der verdichtete Lagenstapel verformt sich elastisch. Dieses Rückstellvermögen wird als Springback bezeichnet und ist entscheidend an der Ausbildung der endgültigen Preformdicke beteiligt [170], [180]. Speziell für die Weiterverwendung der Preform als Halbzeug in Resin-Transfer-Molding-Verfahren (RTM) ist es eine wesentliche Aufgabe des Preformings, diese Dicke möglichst genau einzustellen. Abweichungen der Preform von der Solldicke können bei dem gegebenen Werkzeugspalt ansonsten dazu führen, dass die Preform im Injektionsprozess über- anstatt durchströmt wird. Weiterhin kann es zu Schiefstellungen des Werkzeugs oder generellen Faservolumengehaltsabweichungen im Bauteil kommen.

Die Kompaktierungseigenschaften im imprägnierten Zustand unterscheiden sich wiederum von denen im unimprägnierten Zustand. Das Injektionsharz oder andere Fluide, z. B. Wasser oder Öl für Messzwecke, vermindern die Reibung zwischen den Verstärkungsfäden und erleichtern damit die Kompaktierung der Preform [123], [111]. Gleiches könnte auch für geschmolzenen Binder gelten.

Scherung

Scherung, also eine Relativbewegung von Bestandteilen des Verstärkungshalbzeugs in der Ebene, tritt üblicherweise als Resultat des Drapierens von ebenen Halbzeugen auf dreidimensionalen Formen auf. Durch Formschluss (Bindungsart, Nähfaden) und/oder Kraftschluss (Reibung der Verstärkungsfäden) kann die Scherung behindert werden. Um dennoch die gewünschte Geometrie abzuformen, muss Kraft gegen den Scherwiderstand aufgebracht werden. Die Überschreitung eines bestimmten Scherwiderstandes führt zu Faltenwurf. Allerdings kann bereits vor der Grenzscherung eine unzulässige Abweichung der Faserorientierung vom Sollwert erreicht werden.

Aus diesem Grund werden hohe Scherwinkel durch ein angepasstes Bauteildesign (große

Radien, keine Doppelkrümmungen) oder eine spezielle Reihenfolge der Umformschritte üblicherweise vermieden. Bei der Herstellung von gekrümmten Bauteilen aus einem ebenen Halbzeug tritt Scherung jedoch zwangsläufig auf, so dass es notwendig sein kann, die Scherung durch eine gezielte Fixierung zu unterbinden bzw. zu reduzieren. Einerseits kann dies durch einen bauteilweit einheitlichen Binderauftrag geschehen, wodurch unterschiedslos sämtliche Preformbereiche auf die gleiche Art und Weise fixiert werden. Andererseits werden lokale Bebinderungsstrategien erforscht.

Durch lokale Bebinderung kann das Verformungsverhalten des Textils über eine bloße globale Steifigkeitserhöhung hinaus gesteuert werden, indem bestimmte Preformbereiche aufgrund der Fixierung von der Verformung ausgeschlossen werden [99], [86], [6], [87]. Ein Ansatz ist, die Textilscherung auf bestimmte Areale zu begrenzen, in denen Abweichungen von der Fasersollorientierung weniger kritisch sind. Ein anderer Ansatz besteht darin, mit Hilfe von Drapiersimulationen neutrale Fasern zu ermitteln, also Bereiche, die bei einer Verformung keiner signifikanten Scherung ausgesetzt sind. Dort kann der Binder eingesetzt werden bei gleichzeitigem Erhalt der Preformverformbarkeit. Mit diesen Methoden kann das Verformungsverhalten einer Preform innerhalb gewisser Grenzen aktiv gestaltet werden. Der Bindereinsatz kann also den Faltenwurf in gegebenen Geometrien reduzieren bzw. verhindern oder die fehlerfreie Erzeugung einer bestimmten Geometrie überhaupt erst ermöglichen.

Neben der Rolle während der Scherung kommt der Bebinderung (lokal und global) auch im gescherten Zustand eine entscheidende Bedeutung zu. Durch die Formgebung entstehen Rückstellkräfte im Verstärkungshalbzeug, die zu einem großen Teil aus der Scherung resultieren. Um den Springback, d. h. die Rückverformung in den Ausgangszustand, zu verhindern, muss eine Geometriefixierung erfolgen. Für hohe Scherwinkel steigen die Rückstellkräfte sehr stark an, so dass sich der Fixieraufwand erhöht.

2.1.3 Automatisierung

Mit beliebig hohem Aufwand lassen sich auch beliebig komplexe Bauteile erzeugen. In einem wirtschaftlich orientierten Szenario müssen Aufwand und Ertrag allerdings in einem ausgewogenen Verhältnis zueinander stehen. Zukünftig sollen daher aus Kostengründen Prepreg-Verfahren durch LCM-Verfahren ersetzt werden. Weiterhin sind Serienfertigungen im RTM-Verfahren geplant, die Stückzahlen von 50 000 pro Jahr erreichen sollen. Gleichzeitig sollen die Stückkosten sinken. Um diese Ziele zu erreichen, ist es notwendig, die FVK-Prozesskette zu automatisieren.

Insbesondere die Preformtechnologien stehen hier vor großen Herausforderungen, da dieser Prozessschritt aktuell noch einen hohen Anteil manueller Tätigkeiten aufweist. Entsprechend ist der Anteil an den Gesamtkosten mit ca. 50 % für Zuschnitt und Lagen-

aufbau überproportional hoch [99]. Auch das Preforming selbst ist, abhängig von der gewählten Aktivierungsmethode, vergleichsweise zeitintensiv. Neue Ansätze wie die Preformerwärmung durch Induktion können zumindest bei Bauteilen mit Kohlenstofffasern diesen Prozessschritt verkürzen [51]. Weitere Optimierungspotentiale liegen in der Parallelisierung der Verarbeitungsschritte.

Von großem Forschungsinteresse ist unter anderem die automatisierte (Endlos-)Fertigung von Profilen [47], [166]. Daneben wird auch das automatisierte Preforming von komplexeren Bauteilen untersucht [76], [141], [54], [65]. Das Fiber-Placement oder Tapelegen, also die robotergestützte Ablage von Verstärkungsfäden oder Bändern aus Verstärkungsfäden ist dabei ein häufig gewählter Ansatz und ist zum Teil bereits kommerziell umgesetzt [144], [64] bzw. wird weiter erforscht [141], [21], [150]. In anderen Varianten werden die einzelnen Prozessschritte individuell automatisiert und durch Handlingroboter verknüpft [150].

Die Bindertechnologie spielt eine entscheidende Rolle in der Realisierung der Automatisierungskonzepte [199]. Selbst für komplexe Bindermuster existieren bereits erste automatisierte Lösungen [188], [6]. So vereinfacht die Strukturfixierung die Handhabung der Lagenstapel aufgrund der erhöhten Steifigkeit z.B. gegen Schiebung oder Biegung und reduziert somit die Prozesszeit. Zusätzlich verringert sich die Anzahl der Handhabungsbewegungen dadurch, dass nur ein Stapel anstelle mehrerer Einzellagen transportiert werden muss.

Die gewählte Bindertechnologie beeinflusst die Prozesstechnik und damit die Möglichkeiten zur Automatisierung auch auf anderen Ebenen. Kaltklebstoffe benötigen teilweise lange Abdunstungszeiten des Lösemittels. Heißklebstoffe hingegen werden oft durch Andruckrollen fixiert. Durch die Andruckrollen vergrößert sich aber der Bauraum von Applikationsrobotern, so dass bestimmte Bauteilkrümmungen nicht abgefahren werden können [105].

Trotz mancher negativer Aspekte, für die entsprechende maschinenbauliche Lösungen gefunden werden müssen, eröffnet die Preformfixierung die Anwendung von Automatisierungskonzepten, die ohne den Einsatz von Binder in der Preformfertigung nur schwer eingesetzt werden können. So könnten zum Beispiel Form-, Lage- und Positionserkennung an biegeschlaffem Material nicht ohne weiteres realisiert werden. Fixierte Preformbereiche können weiterhin als Greifflächen für Handlingroboter genutzt werden. Das Preforming leistet somit einen wichtigen Beitrag zur Reduzierung der Prozesszeiten.

Speziell in der Automobilindustrie werden kurze Zykluszeiten angestrebt, die eine Dauer für Injektion und Aushärtung von z. T. unter fünf Minuten vorsehen. Neben der Bereitstellung einer ausreichend hohen Anzahl an Preforms bestehen weitere Herausforderungen an das Preforming. Derart kurze Injektionsprozesse erfordern, abhängig von der Preformarchitektur (insbesondere Faservolumengehalt), häufig hohe Injektionsdrücke. Vakuum-

verfahren weisen eine Druckdifferenz von maximal 1 bar auf, Standard-RTM-Verfahren 1–50 bar. Demgegenüber laufen Hochdruck-RTM-Prozesse (High Pressure RTM, HP-RTM) bei bis zu 100–200 bar Injektionsdruck ab [50], [82]. Weiterhin werden Ansätze zur Direktimprägnierung von Preforms in Spritzgussprozessen mit thermoplastischer Matrix und noch höheren Drücken verfolgt [190], [66].

Aufgrund des Fließwiderstandes, den die Preform auf das durchströmende Fluid ausübt, entstehen Reaktionskräfte am textilen Verstärkungshalbzeug. Sie sind umso größer, je höher die Fließgeschwindigkeit des Fluids ist. Für Injektionen mit hohem Druck übernimmt der Binder daher zusätzlich die Aufgabe, das Ausschwemmen von Fasern zu verhindern und die Preform gegen die hohen Injektionsdrücke abzusichern.

Die durch die Automatisierung angestrebten schnellen Prozesse werden unweigerlich zu Spezialisierungen entlang der Prozesskette führen. Es ist daher möglich, dass die Preformfertigung zukünftig zu entsprechenden Dienstleistern ausgelagert wird. In diesem Zusammenhang muss die Preform gegen eventuelle Einflüsse aus dem Transport gesichert werden. Bindertechnologie kann eine Lösungsvariante dafür sein.

2.2 Injektion – Permeabilität und Simulation der Permeabilität

2.2.1 Herleitung der Permeabilität

Ein äußerst wichtiger Parameter zur Beschreibung des Injektionsvorganges ist die Permeabilität. In ihr ist die Summe der großen Anzahl lokaler Eigenschaften des textilen Verstärkungshalbzeugs in einem repräsentativen Materialkennwert ausgedrückt. Sie ist essentiell wichtig für z. B. das Bauteildesign oder die Prozesssteuerung (vgl. Abbildung 1.2).

Der Begründer der systematischen Erforschung der Permeabilität ist der französische Wasserbauingenieur Henry Philibert Gaspard Darcy. Er veröffentlichte 1856 einen empirischen Zusammenhang über die laminare Strömung von Fluiden in porösen Medien, den er während der Bauarbeiten an der Wasserversorgung der Stadt Dijon fand [42]:

$$Q = \kappa \cdot A \cdot \frac{u_1 - u_2}{L} \quad \text{mit} \quad \begin{array}{l} Q: \text{Volumenstrom} \\ \kappa: \text{Durchlässigkeitsbeiwert} \\ u: \text{hydraulisches Potential} \end{array} \quad (2.1)$$

bzw.

$$Q = \kappa \cdot A \cdot m \quad \text{mit} \quad m: \text{hydraulischer Gradient} \quad (2.2)$$

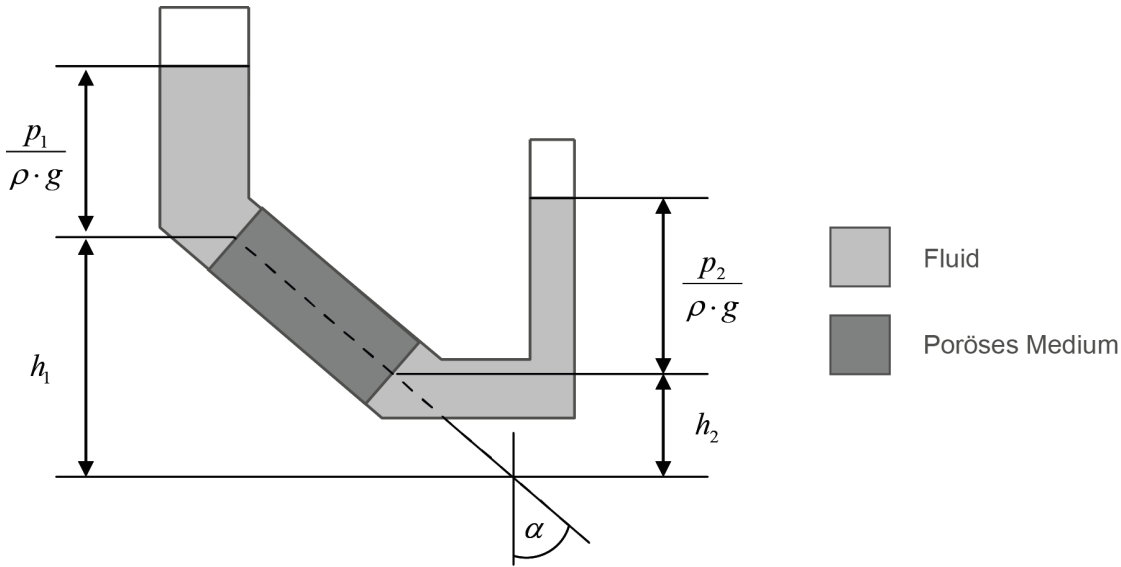


Abbildung 2.2: Darstellung des hydraulischen Gradienten (nach [58])

Die Durchflussrate eines newtonschen Fluides durch ein homogenes, poröses Medium hängt demnach direkt von einem Durchlässigkeitsbeiwert (κ), dem hydraulischen Gradienten (u) sowie der zu durchströmenden Fläche (A) ab. Die Fläche ist der Gesamtströmungsquerschnitt des zu durchfließenden Mediums, beinhaltet also Hohlräume und mit festem Material gefülltes Volumen. Der hydraulische Gradient (Abbildung 2.2) setzt sich aus dem Fluiddruck sowie der potentiellen Energie der Flüssigkeitssäule jeweils am Einlass und Auslass des porösen Mediums zusammen:

$$u_i = \frac{p_i}{\rho \cdot g} \quad \text{mit} \quad \begin{array}{l} p_i: \text{Fluiddruck} \\ \rho: \text{Fluiddichte} \\ g: \text{Erdbeschleunigung} \\ h_i: \text{Höhe der Fluidsäule} \end{array} \quad (2.3)$$

Befinden sich Fluideinlass und Fluidauslass auf verschiedenen Höhen, muss in der allgemeinen Lösung ein Winkel berücksichtigt werden, der im speziellen Fall der Permeabilitätsmessung jedoch 0° beträgt, da der Messaufbau waagrecht ist. Der Durchlässigkeitsbeiwert κ setzt sich zusammen aus verschiedenen Fluideigenschaften und der Permeabilität. Sie wird üblicherweise angegeben, wenn in der Kunststofftechnik vom Fließwiderstand in porösen Medien die Rede ist:

$$\kappa = K \cdot \frac{\rho \cdot g}{\eta} \quad \text{mit} \quad \begin{array}{l} K: \text{Permeabilität} \\ \eta: \text{dynamische Viskosität} \end{array} \quad (2.4)$$

Werden (2.3) und (2.4) in (2.1) eingesetzt, folgt:

$$Q = \frac{A \cdot K}{\eta} \left(\frac{p_1 - p_2}{L} + \rho \cdot g \cdot \cos \alpha \right) \quad (2.5)$$

bzw. erweitert auf drei Dimensionen:

$$Q = -\frac{A \vec{n} K}{\eta} (\nabla p + \rho \cdot \vec{g}) \quad (2.6)$$

Nun wird die Durchflussrate noch durch ihre Definition ersetzt:

$$Q = \vec{v} A \vec{n} \quad \text{mit} \quad \vec{v}: \text{Fließgeschwindigkeit} \quad (2.7)$$

und es folgt:

$$\vec{v} = -\frac{K}{\eta} (\nabla p + \rho \cdot \vec{g}) \quad (2.8)$$

Die Herleitung dieses experimentell ermittelten Zusammenhangs mit Mitteln der Kontinuumsmechanik ist ebenfalls möglich, da das Darcy-Gesetz eine spezielle Lösung der Navier-Stokes-Gleichung ist [58].

Die experimentelle Bestimmung der Permeabilität soll in dieser Arbeit durch die Messung der Fließfrontposition zu verschiedenen Zeiten eines Fließexperimentes erfolgen. Dafür ist es notwendig, Gleichung (2.8) weiter umzustellen. Der Höhenunterschied zwischen Fluideinlass und Fluidauslass ist Null. Die Fluidsäule ist maximal so hoch, wie durch die Kavitätshöhe vorgegeben. Weiterhin füllt das poröse Material die gesamte Höhe dieser Kavität aus. Daher wird kein zusätzlicher, aus der Gewichtskraft resultierender, Druck auf das Fluid ausgeübt. Schließlich wird angenommen, dass die Materialdicke vernachlässigbar klein ist. Aus diesen Gründen ist der Beitrag des zweiten Summanden in Gleichung (2.8) Null und es folgt die übliche Darstellung des Gesetzes von Darcy:

$$\vec{v} = -\frac{K}{\eta} \nabla p \quad (2.9)$$

Unter Berücksichtigung der Kontinuitätsgleichung:

$$\nabla \vec{v} = 0 \quad (2.10)$$

Wird (2.9) für konstante Viskosität weiter zusammengefasst zu:

$$\nabla(\mathbf{K}\nabla p) = 0 \quad (2.11)$$

Nun wird angenommen, dass lediglich eindimensionale Strömungen vorliegen, was die Randbedingungen des Fließexperimentes festlegt. Der Druckgradient soll nur in einer Richtung herrschen. Entlang dieser Richtung wird die Fließgeschwindigkeit und daraus letztlich die Permeabilität ermittelt:

$$\frac{\partial^2 p}{\partial x^2} = 0 \quad (2.12)$$

Zweimaliges Integrieren und Einsetzen der Randbedingungen für einen konstanten Injektionsdruck liefert den Zusammenhang der Druckrandbedingungen und der Fließfrontposition:

$$\frac{p - p_{ein}}{p_{Ff} - p_{ein}} = \frac{x}{x_{Ff}} \quad \text{mit} \quad \begin{array}{l} p_{ein}: \text{Druck am Einlass} \\ p_{Ff}: \text{Druck an der Fließfront} \\ x: \text{Position entlang der Fließrichtung} \\ x_{Ff}: \text{Fließfrontposition} \end{array} \quad (2.13)$$

Die Geschwindigkeit in Gleichung (2.9) stellt die volumengemittelte, so genannte Darcy-Geschwindigkeit dar. Sie repräsentiert eine durchschnittliche Fließfrontposition im porösen Medium, unter der Annahme, dass das poröse Material selbst durchtränkt werden könnte. Die auf dieser Basis ermittelte Fließfrontposition entspricht nicht der im Experiment tatsächlich vorliegenden Fließfrontposition. Vielmehr nimmt das poröse Material ein durch die Porosität gekennzeichnetes Volumen ein, das für das Fluid impermeabel ist. Das entsprechende Volumen ist also bereits gefüllt, weswegen die Fließfront in der Realität eine fortgeschrittenere Position einnimmt. Die Geschwindigkeiten stehen über die Porosität miteinander in Beziehung:

$$\vec{v} = \frac{\bar{v}}{\phi} \quad \text{mit} \quad \begin{array}{l} \bar{v}: \text{beobachtbare Fließgeschwindigkeit} \\ \vec{v}: \text{Darcy-Geschwindigkeit} \\ \phi: \text{Porosität} \end{array} \quad (2.14)$$

Daher muss für die Berechnung der Permeabilität Gleichung (2.14) in Gleichung (2.9) eingesetzt werden:

$$\vec{v} = -\frac{\mathbf{K}}{\phi \cdot \eta} \nabla p \quad (2.15)$$

Der Druckgradient im eindimensionalen Fließfall ist durch Gleichung (2.13) beschrieben. Eingesetzt in (2.14) ergibt das:

$$\vec{v} = -\frac{\mathbf{K}}{\phi \cdot \eta} \frac{p_{Ff} - p_{ein}}{x_{Ff}} \quad (2.16)$$

Schließlich wird die Geschwindigkeit, die der experimentell beobachtbaren Fließgeschwindigkeit entspricht, durch die erste Ableitung des Ortes nach der Zeit ersetzt, der Ausdruck umgestellt und integriert:

$$\int x_{Ff} dx_{Ff} = \int -\frac{\mathbf{K}}{\phi \cdot \eta} (p_{Ff} - p_{ein}) dt \quad (2.17)$$

Nun kann die Permeabilität abhängig von dem zu einem bestimmten Zeitpunkt erreichten Fließfrontfortschritt angegeben werden zu:

$$K = -\frac{\phi \cdot \eta}{2(p_{Ff} - p_{ein})t} (x_{Ff}(t))^2 \quad (2.18)$$

Neben der Bestimmung der Permeabilität im eindimensionalen Fall ist das Fließexperiment mit zentralem Punktanguss, also mit einer zweidimensionalen Fließfrontausbreitung, ebenfalls von Bedeutung. Nach [108] lässt sich die Permeabilität für ein isotropes Medium bei einer Injektion mit konstantem Druck und einem Radius des Punktangusses r_{ein} bzw. der Fließfront r_{Ff} herleiten zu:

$$K = \frac{\phi \cdot \eta}{4t(p_{Ff} - p_{ein})} \left(r_{Ff}^2 \left(2 \ln \left(\frac{r_{Ff}}{r_{ein}} \right) - 1 \right) + r_{ein}^2 \right) \quad (2.19)$$

Für die in der Praxis eingesetzten Lagenaufbauten gelten oftmals orthotrope Materialgesetze, so dass Gleichung (2.19) nicht direkt zur Permeabilitätsbestimmung genutzt werden kann. Die Formel muss auf anisotrope Materialien erweitert werden, was z. B. in [108] beschrieben wird. Für die Permeabilitäten K_a und K_b entlang der beiden Hauptrichtungen der Fließellipse gilt dann mit den Fließlängen a_f und b_f :

$$K_a = \frac{\phi \cdot \eta}{4t(p_{Ff} - p_{ein})} \left(\left(a_f \cdot \sqrt{\frac{b_f}{a_f}} \right)^2 \left(2 \ln \left(\frac{a_f \cdot \sqrt{\frac{b_f}{a_f}}}{r_{ein}} \right) - 1 \right) + r_{ein}^2 \right) \frac{a_f}{b_f} \quad (2.20)$$

$$K_b = \frac{\phi \cdot \eta}{4t(p_{Ff} - p_{ein})} \left(\left(b_f \cdot \sqrt{\frac{a_f}{b_f}} \right)^2 \left(2 \ln \left(\frac{b_f \cdot \sqrt{\frac{a_f}{b_f}}}{r_{ein}} \right) - 1 \right) + r_{ein}^2 \right) \frac{b_f}{a_f} \quad (2.21)$$

Neben der Bestimmung der Permeabilität in ein oder zweidimensionalen Fließfällen gibt es auch Ansätze, zur Bestimmung aller Raumrichtungskomponenten des Permeabilitätstensors in nur einem Experiment. Sie bedienen sich inverser Methoden, also einer Minimierung der Abweichung von experimentellen Daten und nachsimulierten Werten ([151], [106]).

Bei der experimentellen Bestimmung der Permeabilität können die vereinfachenden Annahmen nicht immer vollständig eingehalten werden. Mögliche Problemfelder werden deswegen hier kurz angesprochen. Strukturviskoses Verhalten, wie es die meisten thermoplastischen Kunststoffschmelzen aufweisen, ist aufgrund des niedrigen Polymerisationsgrades der duromeren Infusionsharze nur wenig vorhanden. Da die Fließgeschwindigkeiten in typischen RTM-Prozessen niedrig sind, werden der Scherratenbereich, in dem die Scherverdünnung auftritt, nicht erreicht und turbulente Strömung ebenfalls vermieden. In Hochdruck-RTM-Prozessen mit z. B. 100 bar Einspritzdruck und entsprechend erhöhten Fließgeschwindigkeiten sollten diese Aussagen allerdings überprüft werden. Stärkere Abweichungen von den idealisierten Annahmen finden sich in der Porenraumgeometrie. Anstelle einer homogenen Porositätsverteilung weisen typische Verstärkungstextilien Dual-Scale-Eigenschaften mit Filamentdurchmessern von 7 μm (CF) oder 20 μm (GF) und Rovingdurchmessern von ca. 1 bis 5 mm auf. Die daraus erzeugten Strukturen wiederum sind bis zu mehrere Meter groß. Es existieren also verschiedene Skalen, auf denen eine Ordnung herrscht, womit die angenommene Homogenität der porösen Struktur nur eingeschränkt gilt.

Oftmals sind die Verstärkungsfäden innerhalb der textilen Halbzeuge anisotrop angeordnet. Diese Besonderheit muss bei der Betrachtung der Permeabilität berücksichtigt werden. Allein durch ihre Fadengeometrie sind die Filamente per se anisotrop.⁶ Sie werden weiterhin zu Rovings mit anisotropen Eigenschaften kombiniert. Diese Rovings werden ebenfalls anisotrop in einer Schicht ausgerichtet. Gewebe oder Multiaxiallegege führen zwar mehrere Orientierungen pro Schicht ein, dennoch werden damit lediglich quasi-isotrope Eigenschaften erzeugt. Der Grundgedanke der Faserverbunde ist ohnehin eine kraftflussgerechte Faserorientierung, was im Extremfall zu sehr anisotrop ausgerichteten Verstärkungsstrukturen im Bauteil führt und in der Bestimmung der Permeabilität berücksichtigt werden muss. Im allgemeinen Fall wird die Permeabilität durch einen Tensor beschrieben, so dass anisotropes Fließverhalten darin dargestellt werden kann. Für eine orthotrope Materialprobe gilt dann:

⁶Für Kohlenstofffasern tritt darüber hinaus eine Anisotropie auf molekularer Ebene auf, die jedoch keine Auswirkung auf die Permeabilität hat.

$$\mathbf{K} = \begin{pmatrix} K_1 & 0 & 0 \\ 0 & K_2 & 0 \\ 0 & 0 & K_3 \end{pmatrix} \quad (2.22)$$

Die Permeabilität entlang der ersten Hauptrichtung wird als K_1 bezeichnet und entsprechend heißen K_2 entlang der zweiten und K_3 entlang der dritten Hauptrichtung. Der Permeabilitätstensor kann entweder durch die Bestimmung genau dieser Permeabilitäten oder durch Koordinatentransformation von Permeabilitätswerten unter anderer Orientierung vollständig beschrieben werden.

$$\mathbf{K}' = \begin{pmatrix} K_{xx} & K_{xy} & K_{xz} \\ K_{yx} & K_{yy} & K_{yz} \\ K_{zx} & K_{zy} & K_{zz} \end{pmatrix} = \mathbf{T}^{-1} \begin{pmatrix} K_1 & 0 & 0 \\ 0 & K_2 & 0 \\ 0 & 0 & K_3 \end{pmatrix} \mathbf{T} \quad (2.23)$$

Die Permeabilität wird hauptsächlich genutzt, um makroskopische Prozesse, d. h. Prozesse auf Bauteilebene, zu beschreiben. Dadurch findet eine Quasi-Homogenisierung statt, da die Auswirkungen der im textilen Halbzeug vorhandenen Inhomogenitäten auf dieser Skala nicht mehr sichtbar sind. Ausgleichsvorgänge auf der Mikro- und der Meso-Ebene verschmieren den Einfluss der Inhomogenitäten zu einem makroskopisch gültigen Materialwert.

Zum Beispiel können lokale Änderungen der Fließgeschwindigkeit durch Porositätschwankungen zu lokalem Voreilen des Fluids führen. Da das angrenzende Halbzeug jedoch noch nicht getränkt ist, wird ein Teil des vorausgeeilten Fluids in diese Bereiche abfließen, was die Fließfronten wieder angleicht. Die Summe dieser Effekte liefert das auf makroskopischer Ebene beobachtbare Gesamtbild. Je mehr solcher Abweichungen in die Betrachtung mit einbezogen werden, umso genauer das Ergebnis. Experimentell bedeutet dies eine Volumenvergrößerung des getesteten porösen Mediums.

Die vorangegangenen Überlegungen zur Herleitung der Permeabilität sowie damit verbundene Einschränkungen der Allgemeingültigkeit der Theorie deuten bereits einige Problemfelder der aktuellen Forschung auf dem Gebiet der Permeabilität an. Folgende Themen werden schwerpunktmäßig untersucht:

- Füllstudien
- Experimentelle Bestimmung der Permeabilität
- Permeabilitätsmessung unter Berücksichtigung der Prozessparameter
- Permeabilitätsdatenbank und „Baukasten“ für Permeabilitätsmessungen

- Vorhersage der Permeabilität durch Modellierung und Simulation
- Berücksichtigung der statistischen Eigenschaftsverteilung im porösen Medium bei der Permeabilitätsbestimmung
- Dual-Scale-Fließen

2.2.2 Füllstudien

Die Simulation des Fließverhaltens von Injektionsharzen in deformierbaren Strukturen, wie sie z. B. im VARI-Prozess [90], [8] oder bei der Fertigung von Sandwichbauteilen [43] auftreten, ist Gegenstand der Forschung. Die Komplexität der Modellbildung und anschließenden Simulation ist gegenüber klassischem RTM erhöht, da verschiedene Parameter, wie z. B. der Faservolumengehalt, nicht konstant sind. Weiterhin werden durch Fließhilfen [53] sowie alternative Injektionsmethoden [121] dreidimensionale Fließzustände geschaffen, die eine entsprechend aufwändigere Beschreibung erfordern. Einzelne kommerziell erhältliche Softwarepakete können derartige Fließvorgänge bereits modellieren und simulieren.

Demgegenüber sind Füllstudien von klassischen RTM-Anwendungen mit kommerzieller Software auf breiterer Basis durchführbar, auch wenn die optimale Umsetzung der mathematischen Modelle weiter diskutiert wird [124], [182], [183]. Üblicherweise wird auf Basis von Geometriedaten sowie Materialparametern der Füllvorgang eines Bauteils simuliert. Mit Hilfe dieser Software können z. B. die Dauer des Füllvorgangs oder die Druckverteilung während der Injektion errechnet werden. Füllstudien werden häufig bei der Optimierung der Injektionsstrategie eingesetzt. Das Verhältnis der Permeabilitäten zueinander spielt dabei eine entscheidende Rolle.

Ist K_1 beispielsweise sehr viel größer als K_2 , ist der Fließfrontfortschritt zu einer gegebenen Zeit entlang der ersten Hauptrichtung viel größer als entlang der zweiten (Abbildung 2.3). Kommt es nun zu einer Umlenkung des Flusses an einem Hindernis, z. B. an einer Bauteilwand, kann Luft zwischen den einzelnen Bereichen der Fließfront eingeschlossen werden. Die geschickte Positionierung von Angüssen und Absaugungen sowie die zeitliche Steuerung ihres Öffnens und Schließens erlauben es, den Fließvorgang zu beeinflussen, um solche makroskopischen Lufteinschlüsse zu vermeiden bzw. den Fließfrontverlauf zu steuern [116], [122]. Kritisch ist die Bereitstellung der benötigten Materialparameter, da für die Durchführung von Füllstudien insbesondere die Permeabilität des durchströmten Materials bekannt sein muss. Es stellt sich also die Frage, wie die Permeabilität zuverlässig ermittelt werden kann. Die wichtigste Methode hierfür ist aktuell die experimentelle Permeabilitätsbestimmung.

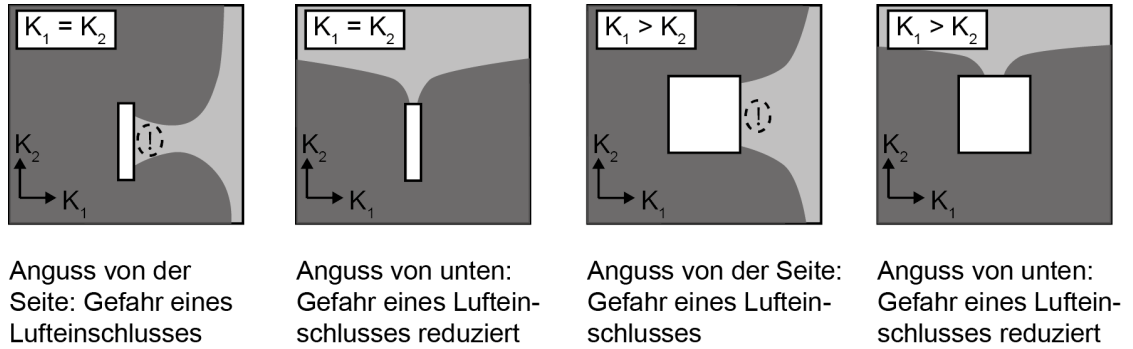


Abbildung 2.3: Anwendungsbeispiele für Füllstudien bei der Vorhersage von möglichen Lufteinschlüssen

2.2.3 Experimentelle Bestimmung der Permeabilität

Im vorangegangenen Abschnitt zur Herleitung der Gleichungen zur Berechnung der Permeabilität sind bereits verschiedene Aspekte zu den notwendigen Randbedingungen angeklungen, die hier noch einmal vertieft und anhand der konkreten Messaufgabe verdeutlicht werden sollen. Die Einhaltung dieser Randbedingungen ist für die exakte Messung der Permeabilität und ihren qualifizierten Einsatz als Materialparameter unerlässlich.

Das durchströmte Medium, d. h. die Probe, muss einen konstanten Querschnitt über der Fließlänge sowie eine nach Länge, Breite und Höhe bekannte Geometrie besitzen. Die Viskosität des newtonschen Messfluids sollte der Einfachheit halber ebenfalls konstant sein, was eine Temperaturkonstanz bedingt. Zumindest muss die Viskosität zu allen Zeiten bekannt sein, was eine kontinuierliche Temperaturmessung und die Korrelation der gemessenen Temperatur mit der Viskosität erforderlich macht. Die Permeabilitätsmessung erfolgt mit einer laminaren Strömung, welche durch einen Druckgradienten hervorgerufen wird. Für eine 1D-Messung muss der Fluidfluss auf ausschließlich eine Richtung begrenzt werden, was durch geeignete Dichtungsmaßnahmen an den Rändern des porösen Mediums erreicht wird. Die in [115] vorgeschlagene Berücksichtigung von Race-Tracking in der Bestimmung der Permeabilität ist ein methodisch fragwürdiger Ansatz. Sofern möglich, sollte die Entstehung von Fehlern vermieden werden, anstatt diese nachträglich zu kompensieren. Die strikte Anwendung des Gesetzes von Darcy setzt weiterhin die Sättigung des Mediums voraus, d. h. Benetzungseffekte werden nicht berücksichtigt.

Die experimentelle Entsprechung dieser Randbedingungen ist die stationäre 1D-Messung der Permeabilität (Abbildung 2.4). Das poröse Medium wird dabei solange mit Fluid getränkt, bis eine einphasige Strömung erreicht ist. Danach wird z. B. der Massen-

strom durch das Medium mit Hilfe von Wägung bestimmt oder der Druckabfall über das Medium gemessen und daraus die Permeabilität errechnet.

Die Sättigung kann z. B. durch den Vergleich der Volumenströme am Einlass und Auslass ermittelt werden. Sofern die Sättigung nicht abgeschlossen ist, also noch Luft aus dem porösen Medium verdrängt wird, ist eine Senke vorhanden, die zu Volumenstromdifferenzen führt. Messtechnisch sind diese Unterschiede jedoch schwer zu erfassen, da die Porenräume sehr klein sind. Das gleiche gilt sinngemäß für die Überprüfung der Massstromkonstanz am Werkzeugauslass. Daher wird die Probe üblicherweise sehr lange mit Messfluid gespült, bevor mit der eigentlichen Messung begonnen wird.

Neuere Ansätze bestimmen die Sättigung durch dielektrische [73] oder optische [173] Methoden, wobei die Verfahren nicht auf alle Materialien angewendet werden können. Das in [173] erwähnte Beispiel kombiniert eine 1D-Permeabilitätsmessung mit der Bestimmung der Sättigung des Glasfaserhalbzeugs, welche nach einem ca. 15 minütigen Spülvorgang abgeschlossen ist.

Da die Verfolgung der Fließfront bei Messungen normal zur Halbzeugebene (z-Richtung) experimentell nur sehr schwer zu realisieren ist, haben sich für die Bestimmung der z-Permeabilität die stationären Verfahren durchgesetzt. Allerdings muss darauf geachtet werden, dass sich die Probe durch den Injektionsdruck verformen kann, so dass die Auswertung der Ergebnisse problembehaftet sein kann [67], [153], [176], [152], [140].

Neben den stationären Verfahren existiert eine Vielzahl an instationären Messmethoden. Sie haben den Vorteil, dass das oftmals material- und zeitintensive Spülen der Probe entfällt. Da die Permeabilität des porösen Mediums im teilgesättigten Zustand ermittelt wird, kann der Tränkungsprozess selbst beobachtet werden, was für verschiedene Fragestellungen von Interesse ist. Insbesondere kann aber sehr einfach überprüft werden, ob unerwünschte Randeckeffekte an den Abdichtungen entstehen. Diese Vorteile wiegen die Nachteile oft auf, so dass instationäre Verfahren häufig zur Permeabilitätsmessung eingesetzt werden. Darüber hinaus lässt sich eine stationäre Messung relativ einfach an eine erfolgreich durchgeführte instationäre Messung anschließen, so dass nur wenig für eine ausschließlich stationäre Messung spricht.

Zwei gängige Methoden der instationären Messung kommen zum Einsatz. Erstens, die fortschreitende Fließfront wird mit bildgebenden Verfahren direkt beobachtet. Zweitens, der Druckverlauf entlang des Fließweges wird mittels diskreter Sensoren (z. B. Drucksensoren) erfasst.

Zusätzlich ergeben sich weitere Verfahrensvarianten durch die Wahl des Druckgradienten im Messfluid. Er kann so eingestellt werden, dass am Einlass ein konstanter Injektionsdruck herrscht oder sich durch kontinuierliche Anhebung des Injektionsdrucks ein konstanter Volumenstrom ergibt (Abbildung 2.5).

Für das Verfahren mit konstantem Druck ergeben sich die Limitierungen prinzipiell

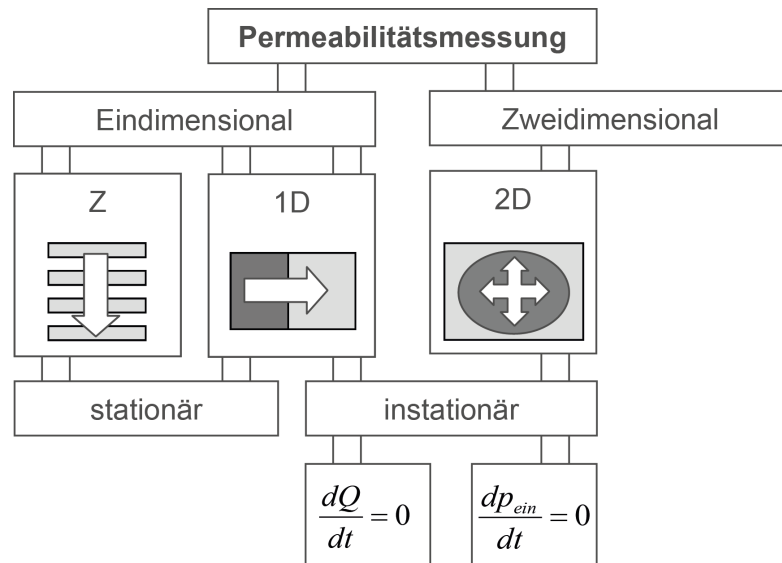


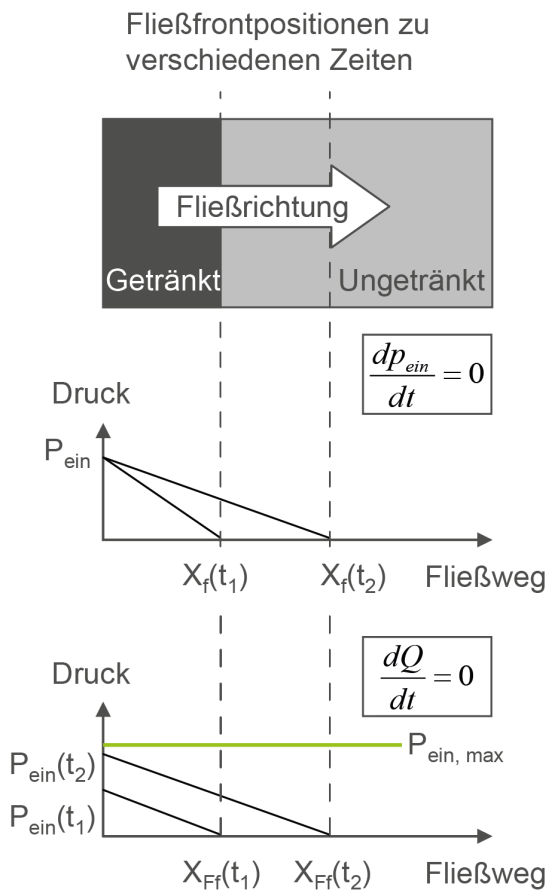
Abbildung 2.4: Übersicht über die typischen Methoden zur Bestimmung der Permeabilität von anisotropen Verstärkungshalbzeugen in der Faserverbundtechnik

durch die Durchbiegung im Werkzeug, das Ausspülen von Fasern oder die Dichtheit der Abdichtung. Mit fortschreitendem Fließweg verringert sich die Fließgeschwindigkeit, weil der Druckgradient als treibende Kraft der Fluidbewegung abnimmt. Da die Sättigung des textilen Halbzeuges ein zeitabhängiger Vorgang ist, wird sie dadurch beeinflusst. Das Verfahren auf Basis eines konstanten Volumenstroms ist in anderer Art und Weise durch den Maximaldruck limitiert. Mit fortschreitendem Fließweg erhöht sich die für die Aufrechterhaltung des konstanten Druckgradienten notwendige Kraft. Entsprechend muss der Injektionsdruck angehoben werden. Bei Erreichen des Maximaldrucks liegt somit der erzielbare Fließweg fest.

Aus der Drucklimitierung ergibt sich bei konstantem Injektionsdruck also direkt eine Versuchsdauer und bei konstantem Volumenstrom direkt eine maximale Probenlänge. Praktische Erwägungen zur Sicherheit, zu Aspekten der Sensorik und Regelung oder zur Dauer des Fließexperimentes sowie konstruktive Erwägungen bei der Ausgestaltung des Messapparates spielen ebenfalls eine Rolle bei der Auswahl der Methode. Häufig ist ein konstanter Injektionsdruck experimentell und konstruktiv einfacher zu realisieren. Andererseits bietet die Injektion mit konstantem Volumenstrom die konstanteren Fließbedingungen. Der Sättigungsvorgang direkt an der Fließfront ist über dem gesamten Fließweg nahezu identisch. Unterschiedlich stark ausgeprägte Senkeffekte in den makro-

Prinzipdarstellung der Fließfrontausbreitung für

1D-Permeabilitätsmessungen



2D -Permeabilitätsmessungen

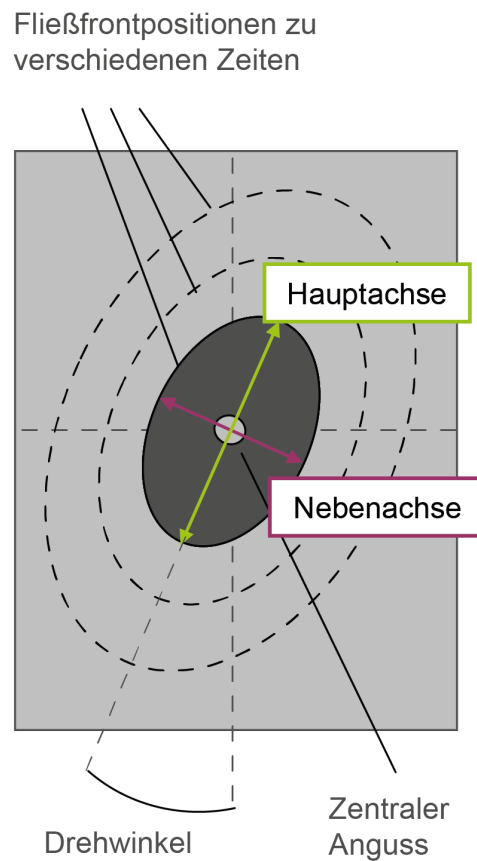


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung der Fließfrontausbreitung in den instationären Permeabilitätsmessverfahren

skopisch bereits getränkten Bereich können dennoch in geringem Umfang auftreten. Die Methode des konstanten Injektionsdrucks dagegen weist eine sich stetig verlangsamen-
de Fließfront auf, so dass sich für sehr große Fließlängen das Verhältnis aus makroskopischen und mikroskopischen Fließvorgängen umkehren kann. In diesem Fall ist der Druckgradient so weit abgefallen, dass die treibende Kraft für die Tränkung des Textils nicht mehr vom Druckunterschied zwischen Ein- und Auslass bereitgestellt wird, sondern stattdessen das durch den Kapillardruck getriebene Fließen dominiert. Das bedeutet, dass die Imprägnierung in den Filamentzwischenräumen stattfindet, während die makroskopischen Fließkanäle kaum noch gefüllt werden (vgl. Abbildung 2.12). Trotzdem ist eine längere Fließdauer positiv, da der Sättigungsgrad steigt, wodurch sich das Messergebnis dem des stationären Versuchs annähert. Unabhängig davon bedeuten längere Fließwege auch ein größeres getestetes Materialvolumen, was die Aussagekraft erhöht.

Mit Hilfe der 1D-Messungen kann die Permeabilität prinzipiell entlang beliebiger Richtungen im porösen Medium bestimmt werden. Die hier beschriebene Methode mit ungesättigtem porösen Medium wird bei Messungen in der Halbzeugebene angewendet und findet hauptsächlich entlang der Hauptrichtungen statt. Sie stehen orthogonal zueinander. Um die Fließellipse vollständig zu charakterisieren, ist eine Messung unter entweder mindestens einem weiteren Winkel notwendig oder der Wechsel zu einem zweidimensionalen Verfahren.

Zweidimensionale Permeabilitätsmessungen (2D-Messung, vgl. Abbildung 2.5) unterscheiden sich von den 1D-Messungen dadurch, dass das Fluid das poröse Medium ausgehend von einem zentralen Anguss kreis- oder ellipsenförmig tränkt. Die Fließfrontausbreitung erfolgt also in zwei Dimensionen. Die instationäre Messmethode wird hierbei bevorzugt, da sich bei der für stationäre Messungen benötigten Bestimmung des Volumenstroms am Auslass große experimentelle Schwierigkeiten im Zuschnitt des Halbzeugs ergeben.

Der Mehrwert des 2D-Verfahrens liegt in der einfachen Versuchsdurchführung, da auf Dichtungskonzepte verzichtet werden kann. Die Permeabilitäten in den zwei Hauptrichtungen der Ebene werden gleichzeitig erfasst. 2D-Messungen werden daher auch vorbereitend für 1D-Messungen eingesetzt, um mit ihnen auf einfachem Weg die Orientierung der Hauptrichtungen zu bestimmen. Die Orientierung der Fließellipse gibt Aufschluss über die Lage der Hauptfließrichtungen in Bezug zum Koordinatensystem des porösen Mediums und ist Voraussetzung für den Zuschnitt der für die 1D-Messungen benötigten textilen Halbzeuge.

Unabhängig davon, welches Messverfahren eingesetzt wird, sind Permeabilitätsmessungen von technischen Textilien relativ aufwändig. Wie in den meisten Faserverbundprozessen ist der Anteil an händischen Tätigkeiten in der Vorbereitungsphase (textiles Halbzeug schneiden, ablegen, Form vorbereiten, etc.) sehr hoch. Automatisierte Verfah-

ren existieren nicht. Darüber hinaus besteht ein recht hoher Materialverbrauch, der für eine einzelne Messung bei ca. $0,1 \text{ m}^2$ bis 3 m^2 textiles Halbzeug liegt. Eine statistisch abgesicherte Messreihe erfordert mehrere Manntage Arbeitszeit und textiles Halbzeug in ausreichenden Mengen, was schnell Kosten in Höhe von mehreren Tausend Euro bedeutet.

Erschwerend kommt hinzu, dass bislang kein international anerkannter Standard zur Messung der Permeabilität eines textilen Verstärkungshalbzeugs existiert. Eine ASTM-Norm [41] beschreibt die Messung der Gaspermeabilität durch Folienware, also in z-Richtung. Das ist in erster Linie für die Verpackungsindustrie, z. B. von Nahrungsmitteln, interessant. Anleihen aus dieser Norm können zwar für die Formulierung eines Pendants für Faserverbundwerkstoffe genommen werden. Die Erweiterung auf Messungen in der Halbzeugebene ist aber nicht ohne weiteres möglich.

Erste Arbeiten zur Wiederholbarkeit von Permeabilitätsmessungen an textilen Verstärkungshalbzeugen mit verschiedenen Messeinrichtungen werden in [75] vorgestellt. Am Ziel einer weiteren Standardisierung wird im Rahmen eines weltweiten Ringtests zwar intensiv gearbeitet [60], bis zur Vorstellung einer entsprechenden Norm wird jedoch noch einige Zeit vergehen. Tabelle 2.1 gibt einen Überblick über die Einrichtungen, die an dem Ringtest teilnehmen oder sonstige Permeabilitätsmessungen in der Halbzeugebene entlang der oben beschriebenen Verfahren durchführen (ohne Anspruch auf Vollständigkeit). Einige zusätzliche Informationen, speziell ein kurzer Vergleich der in dieser Arbeit genutzten Permeabilitätsmeseinrichtung mit ausgewählten Vergleichsapparaturen, kann in Abschnitt 4.2.4 nachgelesen werden.

Tabelle 2.1: Liste von Einrichtungen, die Permeabilitäten messen und der jeweiligen experimentellen Vorgehensweise

Einrichtung	Verfahren	Experimentelles Vorgehen	Messanordnung	Fluid	Quelle
Auckland	2D	Kompression eines isotropen porösen Mediums, Bestimmung des Drucks	Drucksensor, Universalprüfmaschine	Glukoselösung	[29]
Brüssel	2D	Bestimmen der Fließfrontposition	Anordnung von elektrischen Sensoren	Maissirup	[60], [69], [143]

Einrichtung	Verfahren	Experimentelles Vorgehen	Messanordnung	Fluid	Quelle
Clausthal	1D, 2D	Bestimmen der Fließfrontposition, Messen des Massenstroms	Optisch, Fluid pro Zeiteinheit sammeln	Speiseöl, Silikonöl	[108], [48], [60], [49]
Connecticut	2D	Bestimmen der Fließfrontposition	Anordnung von elektrischen Sensoren	Maissirup	[125]
Dayton	1D, 2D	Messen des Druckfeldes	Anordnung von Drucksensoren	Silikonöl	[93]
DLR	2D	Messen des Druckfeldes	Anordnung von Drucksensoren	Speiseöl	[60]
Delaware	1D	Bestimmen der Fließfrontposition	Optisch	Maissirup	[185]
Delaware	3D	Bestimmen der Fließfrontposition	Anordnung von elektrischen Sensoren	Maissirup	[151]
Douai	1D, 2D	Messen des Massenstroms, Messen des Druckfeldes	Fluid pro Zeiteinheit sammeln, Drucksensoren	Silikonöl, Dioctylphtalat	[60], [38]
Florida	1D	Messen des Druckfeldes	Anordnung von Drucksensoren	Luft	[52]
Göteborg	1D, 2D	Bestimmen der Fließfrontposition, Messen des Massenstroms	Optisch, Fluid pro Zeiteinheit sammeln	Wasser, Paraffinöl	[135]
Kaiserslautern	2D	Bestimmen der Fließfrontposition	Kapazitive Sensoren		[70], [167]
Le Havre	1D	Bestimmen der Fließfrontposition, Messen des Massenstroms	Optisch, Fluid pro Zeiteinheit sammeln	Silikonöl	[60]

2.2 Injektion – Permeabilität und Simulation der Permeabilität

Einrichtung	Verfahren	Experimentelles Vorgehen	Messanordnung	Fluid	Quelle
Lausanne	1D	Messen des Massenstroms	Fluid pro Zeiteinheit sammeln	Polyethylen, Glykol / Wasser	[60], [197]
Leuven	2D	Bestimmen der Fließfrontposition	Optisch	Polyol, Maissirup, Silikonöl	[60], [88], [136]
NIST	1D, 2D	Bestimmen der Fließfrontposition	Optisch	Maissirup / Wasser, Glycerine	[158]
Nordic Round-Robin Study	1D, 2D	Bestimmen der Fließfrontposition	Optisch	Speiseöl	[75], [74]
Montreal	1D, 2D	Bestimmen der Fließfrontposition, Messen der Druckdifferenz	Optisch, Drucksensoren	Silikonöl	[60], [44], [78], [84]
North-western University	1D, 2D	Messen des Druckfeldes	Anordnung von Drucksensoren	Stickstoff	[107]
Nottingham	2D	Bestimmen der Fließfrontposition	Anordnung von Drucksensoren	Motorenöl	[60], [59]
Ohio	1D, 2D	Bestimmen der Fließfrontposition, Messen des Einlassdrucks	Optisch, Drucksensoren	DOP-Öl	[198], [189]
ONERA	1D	Messen des Massenstroms	Fluid pro Zeiteinheit sammeln	Silikonöl	[60], [113]
Plymouth	2D	Messen der Druckdifferenz	Drucksensoren	Luft	[162]

Einrichtung	Verfahren	Experimentelles Vorgehen	Messanordnung	Fluid	Quelle
Plymouth	2D	Bestimmen der Fließfrontposition, Messen des Druckfeldes	Optisch, Drucksensoren	Epoxidharz	[33]
Princeton	2D	Bestimmen der Fließfrontposition	Optisch	Epoxidharz	[10], [9]
Southampton	2D	Bestimmen der Fließfrontposition	Thermistor	Motorenöl	[201], [202], [200], [205]
Surrey	1D	Bestimmen der Fließfrontposition	Optisch	Epoxidharz, Silikonöl	[12], [118]
Surrey	1D, 2D	Bestimmen der Fließfrontposition, Messen des Massenstroms, Messen des Einlassdrucks	Optisch, Massenabnahme pro Zeiteinheit, Drucksensoren	Silikonöl	[95], [119]
Washington	1D, 2D	Bestimmen der Fließfrontposition, Messen des Druckfeldes	Optisch, Drucksensoren	Silikonöl, Motorenöl	[112]
Zürich	2D	Messen des Druckfeldes	Anordnung von Drucksensoren	Silikonöl	[60], [16]
Zürich	1D, 2D	Bestimmen der Fließfrontposition	Anordnung von elektrischen Sensoren, Ultraschall	Glycerin / destilliertes Wasser	[137]

2.2.4 Permeabilitätsmessung unter Berücksichtigung der Prozessparameter

Die Permeabilität ist eine Materialeigenschaft des textilen Halbzeugs. Ändert sich das Material, so kann auch die Permeabilität einen neuen Wert annehmen. Dieser an sich triviale Zusammenhang ist deshalb so wichtig, weil das Material in der Faserverbundtechnik bereits durch sehr kleine Änderungen sowohl qualitativ als auch quantitativ neue Eigenschaften annehmen kann.

So sinkt mit steigendem Faservolumengehalt die Permeabilität, da sich mit abnehmender Porosität der Strömungsquerschnitt verkleinert. Dieser Zusammenhang wird für den einfachen Fall von parallel ausgerichteten Fasern mit Hilfe verschiedener Modelle beschrieben [9], [44], [85], [110], [32], [30] bzw. für komplexere Strömungsfälle empirisch mit einem exponentiellen Zusammenhang genähert [29], [185], [48], [49]. Die Gründe für einen veränderlichen Faservolumengehalt sind vielfältig und reichen von gezieltem Bauteildesign bis zu fehlerhafter Verarbeitung.

Die Anforderungen an die Mechanik eines Bauteils werden zu großen Teilen durch einen geeigneten Faservolumengehalt erfüllt. Höhere Anforderungen bedingen demnach oft auch höhere Faservolumengehalte. Ähnliches gilt für die Geometrie eines Bauteils, so dass verschiedene Wandstärken, Radien, etc. in der Konstruktion eines Bauteils notwendig sind, was im Falle eines einzigen, durchgängig eingesetzten textilen Halbzeugs zu variierenden Faservolumengehalten führt. Ein- oder auslaufende Lagen, z. B. im Bereich von Schäftungen oder Aufdickungen, führen ebenfalls zu lokalen Faservolumengehaltsänderungen.

Weiterhin entscheidet die Fertigungstechnologie über die Grenzen des erzielbaren Faservolumengehaltes. Die Vakuumsackverfahren können lediglich die Differenz zum Umgebungsdruck (d. h. ca. 1 bar) als Kompaktierungsdruck aufbauen. Das Gleichgewicht aus Kompaktierungskräften und Rückstellkräften im Textil ist also bereits bei geringen Faservolumengehalten erreicht. Pressverfahren hingegen erreichen höhere Kompaktierungsdrücke und damit auch geringere Bauteilenddicken.

Die verschiedenen Fertigungstechnologien sind verschieden tolerant gegenüber abweichenden Faservolumengehalten (vgl. Abbildung 1.2). Ist der Faservolumengehalt einer Preform zu hoch, ihre Dicke also zu niedrig, erhöht sich in einem VARI-Prozess mit flexibler Vakuumfolie die Injektionsdauer, weil die Permeabilität niedriger ist. In einem RTM-Prozess mit fest eingestelltem Werkzeugabstand kann die Preform überströmt werden, ohne eine Durchtränkung zu erzielen, da der Fließwiderstand in dem freien Raum über der Preform um Größenordnungen niedriger liegt als in der Preform. Ist der Faservolumengehalt zu niedrig, die Preformdicke also zu hoch, ist die Kompaktierungsfähigkeit des VARI-Prozesses aufgrund des geringen Druckunterschiedes begrenzt. Mit einem RTM-

Werkzeug kann bei ausreichender Schließkraft sowie Anlagensteifigkeit, die gewünschte Bauteildicke dennoch erreicht werden. Allerdings können insbesondere lokale Dickenabweichungen zur Schiefstellung der rigiden RTM-Werkzeughälften führen, da ihnen die Flexibilität der anschmiegsamen Vakuumfolie fehlt. Dies birgt wiederum das Potential für eine fehlerhafte Imprägnierung.

Die Permeabilität variiert auch abhängig vom Scherwinkel [22], [129], [184], [92], [130], [94], [13]. Für kleine Scherwinkel wird entlang der Hauptrichtung in den meisten Fällen eine Permeabilitätssteigerung verzeichnet, die auf die veränderte Porenmorphologie zurückgeführt wird. Mit weiter steigendem Scherwinkel sinkt K_1 aufgrund der sinkenden Porosität. Der Mechanismus der Permeabilitätsverminderung setzt sich also zusammen aus der Flächengewichtserhöhung und daraus folgend der Faservolumengehaltserhöhung einerseits sowie der veränderten Faserausrichtung und -anordnung andererseits. Damit einher geht auch die Drehung des Permeabilitätstensors.

Binder beeinflusst die Permeabilität durch die einhergehende Porositätsänderung. Neben der Beeinflussung der Größe des Porenraumvolumens werden abhängig von den Binderaktivierungsparametern auch die Verteilung des Porenraums und seine Geometrie beeinflusst. In [170] wird gezeigt, dass die Permeabilität mit steigendem Bindergehalt sinkt, sofern der Binder durch eine entsprechende Preformstrategie außerhalb der Rovings in den Makrofließkanälen gehalten wird. An gleicher Stelle wird eine deutliche Permeabilitätssteigerung erzielt, dadurch dass der Binder mit Hilfe eines Lösemittels in den Rovings platziert wird.

Die Autoren in [179] zeigen ähnliche experimentelle Ergebnisse und kommen zum gleichen Schluss. Die Permeabilität sinkt, falls der Binder außerhalb der Rovings liegt und sie steigt, sofern der Binder in den Rovings liegt. Die Permeabilitätssteigerung wird dabei auf das Schrumpfen der Rovings durch Oberflächenspannungseffekte zurückgeführt.

In [55] wird der Einfluss von Binder auf die Permeabilität untersucht. Obwohl auf die beiden möglichen Binderlokalisationen hingewiesen wird, werden keine besonderen Vorkehrungen getroffen, eine der beiden Möglichkeiten zu erzielen. Die Abbildungen lassen vermuten, dass der Binder außerhalb der Rovings vorliegt. Bebinderte Preforms weisen geringere Permeabilitäten als unbinderte Preforms auf. Allerdings ist dieser Zusammenhang nicht eindeutig, da höhere Binderkonzentrationen teilweise auch zu höheren Permeabilitäten führen. Darüber hinaus scheint die Abdichtung der Preform nicht optimal zu sein, da die Abbildungen ein Voreilen des Fluides an den Rändern erkennen lassen.

Diese Darstellungen werden den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit gegenübergestellt und in Abschnitt 4.2.1 weiter diskutiert. Das ist notwendig, da der Literaturstand teilweise im Widerspruch zu den hier erarbeiteten Erkenntnissen steht.

Das Nesting spielt eine weitere Rolle für die Ausbildung des Porenraumes (Abbil-

Nesting

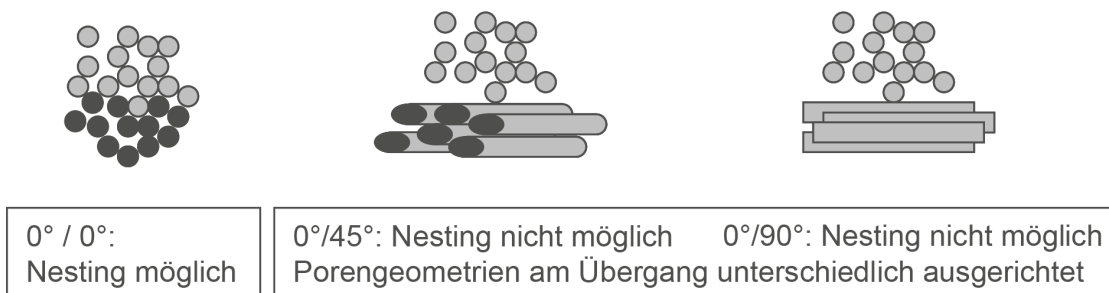


Abbildung 2.6: Das Nestingverhalten von Gelelen ist wichtig für die Ausbildung der Fließkanalgeometrie in der Grenzfläche zweier Halbzeuglagen

dung 2.6). Für die in dieser Arbeit betrachteten Gelele ist das Bettungsverhalten von zwei Einzellagen, das über deren Anordnung in ihrer Grenzfläche bestimmt, wichtig für die Ausbildung der Fließkanäle. So können zwei gleich orientierte Lagen ineinander verzahnen, wodurch sich der Faservolumengehalt in der betreffenden Zwischenschicht erhöht, während zwei unter einem Winkel zueinander liegende Lagen weniger dicht gestapelt werden können. In der Grenzfläche bilden sich daher charakteristische Porenraumgeometrien aus, die abhängig vom Winkelversatz sind. Eine spezifische Lagenfolge besitzt demnach eine Kombination dieser charakteristischen Übergänge und als Folge davon auch eine charakteristische Permeabilität [120].

Nesting wird üblicherweise als das Resultat eines Umformprozesses verstanden. Allerdings wirken ähnliche Mechanismen schon bei der Halbzeugherstellung. So kann allein die Veränderung des Fachschlusszeitpunktes in der Gewebeherstellung einen entscheidenden Einfluss auf die Porengrößenverteilung und damit die Permeabilität haben [114]. Ein weiterer Faktor, der die Permeabilität lokal beeinflusst ist die Nähfadengeometrie. Durch die wiederkehrende Anordnung der sich aus den Stichmustern ergebenden Fließkanäle beeinflussen sie auch die global messbare Permeabilität [101], [128], [127].

2.2.5 Permeabilitätsdatenbank und „Baukasten“ für Permeabilitätsmessungen

Die Vielfalt an textilen Halbzeugen sowie Prozessparametern und ihre unendlichen Kombinationsmöglichkeiten führen zu einer kaum beherrschbaren Anzahl an Permeabilitäts-

Fehlerhafte Annahme zur Mittelung der Permeabilität

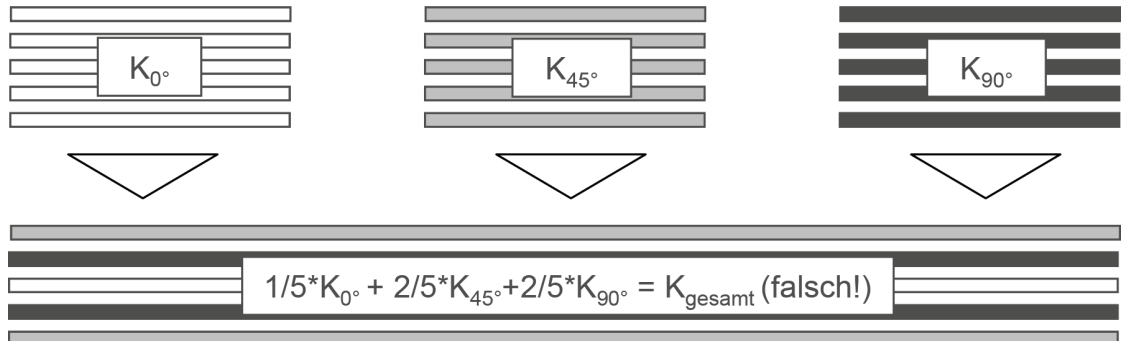


Abbildung 2.7: Übertragung der CLT auf die Permeabilitätsmessung ist nicht zulässig

messungen. Daher ist der Aufbau einer Datenbank für die gemessenen Permeabilitäten, wie z. B. in [157] vorgeschlagen, ein dringlicher Wunsch der Industrie.

Allerdings existieren dabei ganz praktische Hürden, die die Permeabilitätsmessung als solches zunächst nicht tangieren. So haben die Hersteller der textilen Halbzeuge keine Kenntnis darüber, in welcher Konfiguration (Faservolumengehalt, Lagenfolge, etc.) ihr Material vom Anwender eingesetzt wird. Die Anwender wiederum können diese Informationen aus Gründen der Geheimhaltung oftmals nicht veröffentlichen. Datenbanken, wie sie in anderen Bereichen der Kunststofftechnik (vgl. Campus-Datenbank im Spritzguss) erfolgreich eingesetzt werden, versagen angesichts dieser Rahmenbedingungen.

Ein simpler, aber zu kurz greifender Ansatz, die Anzahl der Messungen zu reduzieren, besteht darin Einzellagenpermeabilitäten zu messen und die Gesamtpерmeabilität aus dem Lagenaufbau abzuleiten (Abbildung 2.7). Die Permeabilitätsmessungen würden modular im Sinne eines Baukastenprinzips durchgeführt werden. Die Anzahl der jeweils orientierten Lagen im vollständigen Lagenaufbau würde die Gewichtung der entsprechenden Einzelpermeabilitäten ergeben. Dieser Vorschlag greift den Gedanken der CLT auf, kann auf die Permeabilität jedoch nicht angewendet werden, da er die Einflüsse von Nesting und z-Permeabilität vernachlässigt.

In einem theoretischen Lagenaufbau, in dem das in den Einzellagen strömende Fluid die jeweilige Lage nicht verlassen kann, würden sich verschiedene Fließfrontfortschritte entsprechend der Einzellagenpermeabilität einstellen. In einem realen Lagenaufbau trinkt das Fluid ausgehend von der am weitesten fortgeschrittenen Position die noch nicht infiltrierte Preformbereiche. Dieser kontinuierlich ablaufende Ausgleichsvorgang findet normal zur Halbzeugebene über die Grenzen der einzelnen Lagen hinweg statt. Als

Z-Permeabilität

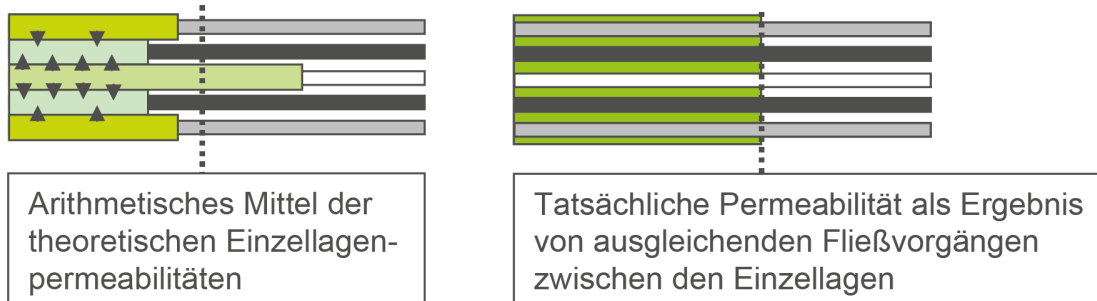


Abbildung 2.8: Berücksichtigung der z-Permeabilität notwendig

Resultat gleichen sich die Trängungsgeschwindigkeiten der einzelnen Lagen einander an, so dass (makroskopisch) eine einheitliche Fließfront zu beobachten ist (Abbildung 2.8).⁷ Der oben erwähnte Ansatz muss also wenigstens um die z-Permeabilität jeder Einzellage erweitert werden [31].

Das Ziel, die Komplexität des Problems sowie die Anzahl der benötigten Messungen zu reduzieren und damit allgemein gültige Aussagen zu ermöglichen, wird damit allerdings verfehlt. Tatsächlich verschlechtert sich die Situation deutlich, da für diese Modelle viele der nur schwer zu bestimmenden z-Permeabilitäten benötigt werden. Darüber hinaus spielt für Gelege das Nesting am Lagenübergang sowie für Gewebe zusätzlich im Rovingkreuzungsbereich eine entscheidende Rolle, so dass das Baukastenprinzip wegen der großen Anzahl individualisierter Messungen weiter aufgelöst wird. Erneut wird deutlich, dass die direkte Messung der Permeabilität eines konkreten Lagenaufbaus aktuell die praktikabelste Methode darstellt.

2.2.6 Vorhersage der Permeabilität durch Modellierung und Simulation

Die bisherigen Abschnitte haben deutlich gemacht, dass Permeabilitätsmessungen notwendig aber auch problembehaftet sind. Neben der Anwendung der gemessenen Permeabilitäten in Fließsimulationen kann Simulation auch ein Werkzeug zur Ermittlung der Permeabilität selbst sein. Das Ziel ist, die Anzahl der aufwändigen Messungen zu reduzieren und somit in kürzerer Zeit qualitativ bessere Aussagen bei geringeren Kosten zu

⁷Es kann vorkommen, dass bei besonders großen Abweichungen der Einzellagenpermeabilitäten in der betrachteten Richtung keine einheitliche Fließfront entsteht. In diesem Fall eilt das Fluid in den Lagen mit besonders hoher Permeabilität vor, während die anderen Lagen ungetränkt bleiben.

erzielen.

Da die Permeabilität in erster Linie eine Eigenschaft ist, die sich aus der Geometrie des porösen Mediums ableitet, ist es entscheidend, diese Porenraumgeometrie exakt zu bestimmen [91]. Für die Modellierung des Fluidflusses werden üblicherweise verschiedene Vereinfachungen getroffen. So wird z. B. die Permeabilität auf den verschiedenen Größenskalen getrennt ermittelt. Die Fließmodelle beschreiben dann entweder das Mikrofließen [85], [155] oder das Makrofließen [165], [139]. Des Weiteren wird die dreidimensionale Fließsituation auf zweidimensionale Probleme reduziert, indem der Fluss unter Annahme eines gleichbleibenden Querschnittes entlang der Faserrichtung oder quer dazu beschrieben wird [85]. Alternativ wird die Porengeometrie und -anordnung stark idealisiert [110], [32]. In [165] wird das Fließen im Roving mit dem Fließen zwischen den Rovings in ein Modell zur Beschreibung der Permeabilität quer zur Rovingrichtung integriert. Damit können die Auswirkungen verschiedener Packungszustände auf die Gesamtpermeabilität rechnerisch untersucht werden.

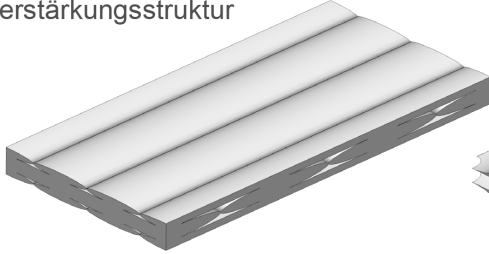
Neben analytischen Modellen werden mit steigender Rechenkapazität auch immer genauere numerische Methoden angewendet. Üblicherweise wird der Porenraum mit Hilfe von Booleschen Operationen aus dem Negativen des Halbzeugvolumens gewonnen. Anschließend werden die notwendigen Fließrandbedingungen an dem diskretisierten Geometriemodell definiert und mit Strömungssimulation (CFD) der Fließwiderstand berechnet. Zusätzlich kann der Fluss auf Mikroebene in die numerische Beschreibung des Makroflusses integriert werden. Dazu werden die Methoden (experimentell, analytisch, numerisch) zur Beschreibung der Eigenschaften auf den verschiedenen Skalen in einer mehrstufigen Simulation kombiniert [145], [193].

Um den Rechenaufwand gering zu halten, werden sehr häufig Einheitszellen betrachtet. Ergebnisse aus solchen Untersuchungen müssen kritisch hinterfragt werden, da solche Einheitszellen in einem unimprägnierten und undeformierten Verstärkungshalbzeug zwar zu Beginn vorhanden sein können, sie während der Bauteilherstellung jedoch verändert werden und solche Änderungen nur ungenügend in den Modellen berücksichtigt werden [55], [146] (Abbildung 2.9).

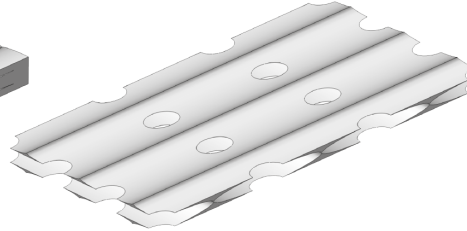
Das Zusammenspiel aus Drapierung und Kompaktierung deformiert das Verstärkungshalbzeug. Einige Deformationen, z. B. Scherung, sind makroskopisch durch geometrische Beziehungen berechenbar und mesoskopisch in gewissen Grenzen vorhersagbar [20]. Entsprechend ist es möglich, gekoppelte Simulationen aufzubauen, in denen ausgehend von den Verformungseigenschaften der Verstärkungshalbzeuge eine Drapiersimulation durchgeführt wird, die gleichzeitig als Eingang für eine Fließsimulation oder die Berechnung der mechanischen Eigenschaften im Bauteil [196], [194] dient.

Aber auch in diesen Fällen ist die resultierende mikro- und mesoskopische Anordnung der Filamente und Rovings der Verstärkungshalbzeuge, d. h. das Nesting, bislang nicht

Einheitszellenbasiertes
Rovingmodell einer
Verstärkungsstruktur



Daraus abgeleitetes Modell
der Fließkanalstruktur



Schliffbild eines Geleges

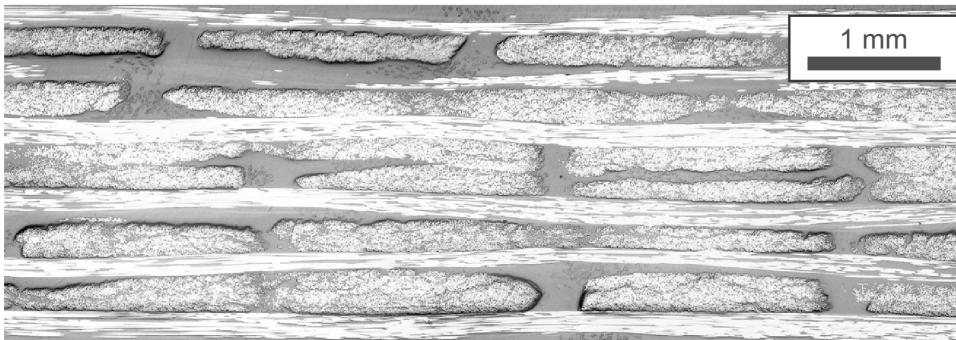


Abbildung 2.9: Geometrie einer idealisierten Einheitszelle und Schliffbild (LiMi) einer realen Verstärkungsstruktur; beachte die unregelmäßige Kontur und Position der verschiedenen realen Rovings

explizit berechenbar. Möglicherweise ist es für viele Fragestellungen ausreichend, eine gute Näherung der Ergebnisse dieser Prozesse zu liefern, da die makroskopischen Eigenschaften aus verschiedenen lokalen Abweichungen vom Mittelwert zusammengesetzt sind. Dieser Umstand kann mit statistischen Methoden erfasst werden.

Ein vielversprechender Ansatz, der jedoch noch weiter ausgebaut werden muss, wird in [149] vorgestellt. Er basiert nicht auf einem Einheitszellenansatz, sondern vielmehr auf der Berechnung von parametrisierbaren Einheitsfeatures. Am Beispiel eines Geleges werden wiederkehrende Geometrielemente, wie z. B. die Kreuzung von Fließkanälen oder die Nähfadengeometrie, identifiziert und geometrisch modelliert. Anschließend werden Fließsimulationen für die einzelnen Elemente durchgeführt, wobei deren Geometrie entsprechend der Vorgaben des realen Verstärkungshalbzeugs variiert wird. Daraus kann der

Einfluss von Abweichungen von der Idealgeometrie abgeschätzt werden.

Diese Untersuchungen können zu einem Netzwerkansatz erweitert werden, wie er in [127], [148], [126] beschrieben wird. Die charakteristischen Permeabilitäten der mesoskopischen Einheitsfeatures werden zu einem makroskopischen Modell vernetzt. Insofern wäre die Idee des Baukastensystems auf einer anderen Größenskala wieder attraktiv. Die Auswirkung von lokalen Inhomogenitäten und ihrer Variation (z. B. in [128], [63], [203] beschrieben) auf das gesamte Bauteil könnte so im Rahmen von Fallstudien untersucht werden.

2.2.7 Berücksichtigung der statistischen Eigenschaftsverteilung im porösen Medium bei der Permeabilitätsbestimmung

Es wird deutlich, dass nicht nur lokale, sondern auch globale Abweichungen berücksichtigt werden müssen. So können verschiedene Halbzeugeigenschaften fertigungsbedingt schwanken, wodurch Vorhersagen erschwert werden. Die Schwankungsbreite wird bestimmt durch das Halbzeug selbst. Parameter wie Fadenfeinheit, Fadenzahl pro Roving, Spannung in den Rovings, Webart / Gelegeart inklusive Maschenfadenarchitektur nehmen Einfluss auf die Gestaltänderung des Halbzeugs während des Preformings und limitieren diese. Basierend auf der individuellen Kombination dieser Fabrikationsparameter ergibt sich für die Eigenschaften eines jeden Verstärkungshalbzeugs daher eine eigene Verteilungsstatistik. Das könnte ein Grund dafür sein, dass die Messergebnisse teilweise nur sehr gering streuen und in anderen Fällen wieder sehr stark, worauf im Folgenden näher eingegangen wird.

In einer relativ frühen Arbeit zu diesem Thema [10] wird von Standardabweichungen um 5 % berichtet. An anderer Stelle [59] beträgt sie zwischen 9,1 und 29,3 %. Ähnliche Werte werden auch von [125] vorgestellt, wobei der Stichprobenumfang mit 60–100 Einzelexperimenten vergleichsweise groß ist. Um eine durchschnittliche Permeabilität ermitteln zu können, schlägt [130] eine Mindestanzahl von 20 Messungen vor. In [60] wird erstmals eine weltweite Studie zu diesem Thema durchgeführt, welche im Ansatz einer früheren regionalen Studie ähnelt [75]. An Referenztextilien wird in verschiedenen Einrichtungen die Permeabilität ermittelt. In einigen Fällen liegt die Standardabweichung mit 3–6 % sehr niedrig. Die meisten Ergebnisse weisen Abweichungen von 10–20 % auf. Vereinzelt treten Abweichungen von über 30 % auf. Die Ergebnisse deuten auf einen erheblichen Einfluss der Messapparaturen und Auswertemethoden hin, so dass die Folgestudie [72] genaue Vorgaben hierzu macht. In diesem Fall weisen die Messwerte einheitliche Streuungen von ca. 10–20 % auf, die wahrscheinlich zu großen Teilen auf das gewählte Verstärkungshalbzeug zurückgeführt werden können, welches relativ leicht scher- und verformbar ist.

Die Herausforderung in der Berücksichtigung dieser Eigenschaftsverteilung für die Simulation liegt nicht so sehr in der prinzipiellen Modellierung. Hierfür können anstelle von Mittelwerten komplette Verteilungskurven genutzt werden. Vielmehr ist die Bereitstellung dieser Verteilungskurven schwierig. Entweder es wird, wie oben beschrieben, mit hohem experimentellen Aufwand eine Vielzahl an Messungen durchgeführt, oder die Verteilungsfunktion muss aus anderen Eigenschaften abgeleitet werden. Die in [207] vorgestellte Methode bedient sich optischer Verfahren, um aus der Dichteverteilung auf die Permeabilität zu schließen. Sie ist allerdings auf isotrope Medien mit entsprechenden optischen Eigenschaften beschränkt.

Die Verknüpfung von kommerziellen Fließsimulationen mit den Erkenntnissen aus neuen Untersuchungen zur Eigenschaftsverteilung in technischen Textilien wird in [46] sowie [45] vorgestellt. Neben der Permeabilität werden die Viskosität und Racetracking⁸ als variable Parameter berücksichtigt. Es kann gezeigt werden, dass die klassische Füllstudie einer generischen Bauteilgeometrie mit homogenen Eigenschaften keinerlei Lufteinschlüsse vorhersagt, während die Berücksichtigung von stochastisch verteilten Eigenschaften in einer signifikanten Anzahl von Fällen zum Gegenteil führt. Eine weitere Arbeit zu diesem Thema quantifiziert die mit variablen Permeabilitäten einhergehende Unsicherheit in der RTM-Produktion anhand von Füllzeitabweichungen in Fließsimulationen [195].

Sowohl an dieser Stelle als auch bereits im Abschnitt 2.2.5 wird deutlich, dass die Bereitstellung der Messwerte unter Berücksichtigung aller Parameter sehr aufwändig ist. Dies widerspricht dem Ziel der Vereinfachung durch Modellbildung. Es erscheint daher förderlich, auf ausreichend hohem Abstraktionsniveau zu modellieren, anstatt zu versuchen, die Entstehung aller Details nachzuvollziehen. Gleichzeitig muss das Einheitszellenmodell modifiziert werden.

Im Abschnitt 4.2.3 wird die Halbzeuggeometrie daher auf der Mesoskala erfasst. Wie im Abschnitt 3.2 beschrieben, werden die tatsächlichen Rovinggeometrien inklusive ihrer jeweiligen geometrischen Besonderheiten als Datum akzeptiert. Um aus den lokalen Charakteristika eine makroskopische Eigenschaft zu erhalten, wird ein ausreichend großes Volumen untersucht. Insofern wird eine Vielzahl deformierter Einheitszellen beschrieben, ohne jedoch auf den Vorgang der Deformation selbst einzugehen, und auf ihrer Basis die globale Permeabilität ermittelt.

2.2.8 Dual-Scale-Fließen

Faserverbundwerkstoffe sind Materialien mit zumeist ausgeprägten Mehrskaleneigenschaften. Der Hauptgrund hierfür ist das Verstärkungshalbzeug, das auf verschiedenen Grö-

⁸Racetracking bezeichnet das ungewollte Voreilen eines Fluids im porösen Medium, was meist an Dichtungskanten, dem Ende von Aufdickungslagen oder in Radien auftritt

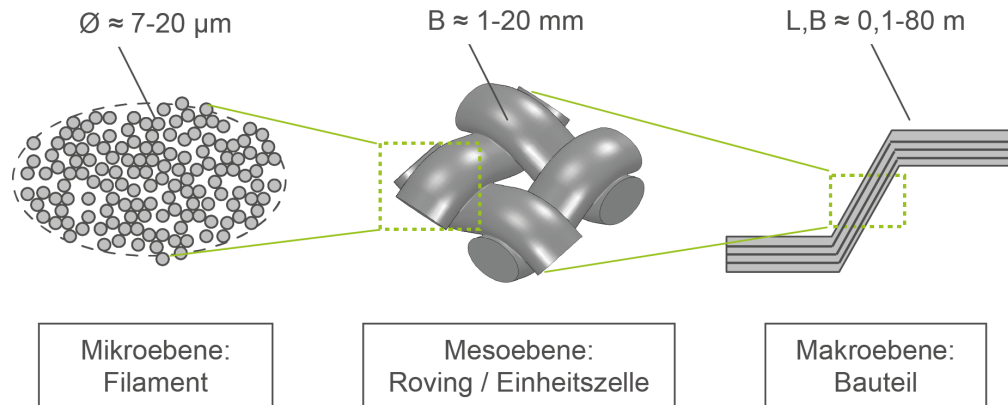


Abbildung 2.10: Darstellung der Mikro-, Meso- und Makroebene in einem FVK-Bauteil

ßenskalen angeordnete Strukturen enthält (Abbildung 2.10). Die Flächenhalbzeuge werden üblicherweise als Rollenware von 1 m oder mehr Breite und einer Lauflänge von 50 oder 100 m Lauflänge konfektioniert. Sie setzen sich aus Rovings mit einer Breite zwischen ca. 1 und 10 mm zusammen, die bestimmte, vom Flächenbildungsprozess abhängige, Muster aufweisen. Diese Wiederholeinheiten werden als Einheitszelle bezeichnet und besitzen typische Ausdehnungen zwischen 3 und 20 mm. Die Rovings wiederum bestehen aus mehreren Tausend parallel ausgerichteten Verstärkungsfäden mit einem Durchmesser von 7 bis 20 μm , den sogenannten Filamenten.

Die Untersuchung des Füllvorgangs auf mikroskopischer Ebene und dessen Integration in ein makroskopisches Fließmodell ist nach wie vor Stand der Forschung [208], [19], [161]. Von besonderer Bedeutung ist dabei das aus dem Mehrskalenfließen resultierende Porenbildungsverhalten [160], [174], [89] sowie das Sättigungsverhalten [160]. Wird das Bauteil mit konstantem Injektionsdruck gefüllt, dominiert zunächst das viskose Fließen den Tränkungsvorgang. In diesem Fall herrscht für kurze Fließwege ein hoher Druckgradient, der das Fluid durch das poröse Medium presst. In den größeren Fließkanälen (Makrokanäle) zwischen den Rovings ist der Fließwiderstand geringer als in den kleineren Fließkanälen innerhalb der Rovings (Mikrokanäle), weswegen das Fluid schneller in den Makrokanälen voranschreitet. Die Rovings werden umflossen und von ihrem Umfang aus in der Tiefe getränkt. Dabei kann es durch Unregelmäßigkeiten in der Anordnung der Verstärkungsfäden dazu kommen, dass einzelne Rovingbereiche nicht vollständig mit Fluid gefüllt werden. Es entstehen Mikroporen innerhalb der Rovings (Abbildung 2.11).

Innerhalb der Rovings sind die Verstärkungsfäden dicht gepackt. Die Oberflächenspannung im Fluid und der Kontaktwinkel an der Dreiphasengrenze führen im Zusammenspiel

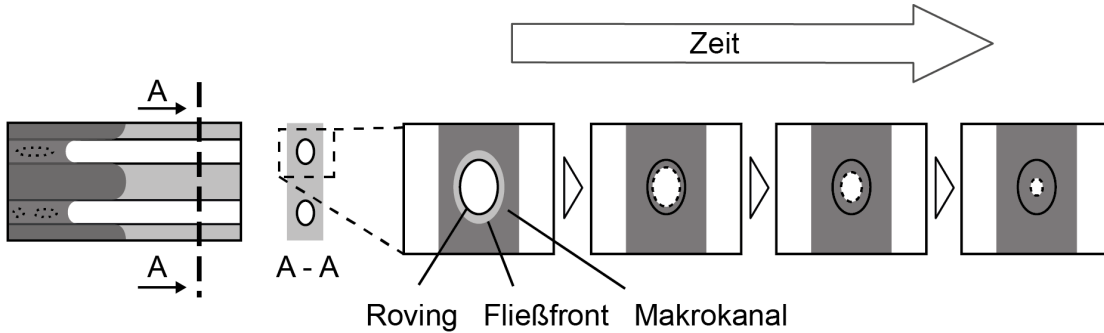


Abbildung 2.11: Makrofluss führt zu Mikrolufteinschlüssen

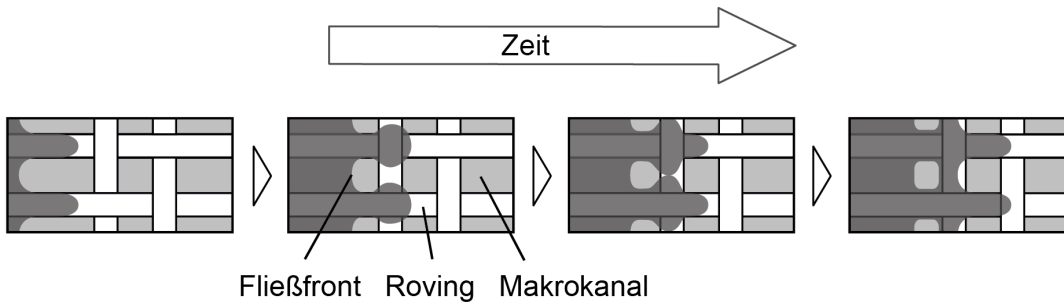


Abbildung 2.12: Mikrofluss führt zu Makrolufteinschlüssen

mit den geringen Filamentabständen zu einem signifikanten Kapillardruck. Mit fortschreitender Injektion gewinnen die Kapillarkräfte an Bedeutung, weil der treibende Druckgradient für lange Fließwege und konstanten Injektionsdruck abnimmt. Schließlich gewinnt der Kapillardruck die Oberhand und die daraus resultierende Fließgeschwindigkeit übersteigt die des Fluids in den Makrokanälen, wo die Kapillarkräfte wegen der größeren Filamentabstände geringer sind. Daraus folgt das in Abbildung (Abbildung 2.12) (links) dargestellte Tränkungsverhalten mit voreilendem Fluid in den Mikrofließkanälen.

Eine mögliche Folge davon sind makroskopische Lufteinschlüsse. Sobald nämlich das vorgeeilte Fluid in einen kreuzenden Roving fließt und sich dort wiederum aufgrund der Kapillarkräfte quer zur Hauptfließrichtung ausbreitet, können einzelne ungetränkte Preformbereiche umflossen werden. Die eingeschlossene Luft kann nicht mehr entweichen und bildet eine Makropore. Neben der offensichtlichen Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften durch Porenbildung, können aus der Teilsättigung auch Probleme bei der Bestimmung der Permeabilität erwachsen [160].

Die modifizierte Kapillaritätszahl (Ca^*) spielt eine wichtige Rolle im Zusammenhang mit der Beschreibung des Fließens im ungesättigten Zustand. Mit ihrer Hilfe kann eine Injektionsgeschwindigkeit bestimmt werden, bei der Mikro- und Makrofluss etwa gleich schnell ablaufen, so dass die Porenbildung reduziert wird [172], [117].

Für die praktische Umsetzung der Erkenntnisse zur modifizierten Kapillaritätszahl ergeben sich einige anwendungstechnische Hürden. Sofern das Textil über dem Fließweg konstante Eigenschaften aufweist, liegt bei Anwendung der Ca^* auch die zu erzielende makroskopische Fließgeschwindigkeit fest. Soll das Verhältnis der Trängungsgeschwindigkeiten über die gesamte Injektionslänge beibehalten werden, muss der Injektionsdruck also mit fortschreitender Injektion so nachgeführt werden, dass ein konstanter Volumenstrom entsteht. Neben der hierfür notwendigen Regelungstechnik muss auch das gesamte Werkzeugkonzept auf die zu erwartenden Injektionsdrücke und Volumenströme ausgelegt werden. Umso mehr gilt dies bei über der Fließlänge wechselnden Textileigenschaften.

Obwohl der Beitrag des Mikrofließens zur Gesamtfüllung des Bauteils bei vielen (niedrigen) Faservolumengehalten aufgrund der um ca. ein oder zwei Größenordnungen geringeren Permeabilität innerhalb der Rovings nur klein ist [145], wird deutlich, dass das Fließregime auf der Mikroskala einen entscheidenden Einfluss auf die Bauteilqualität nimmt. Für sehr hohe Faservolumengehalte nähern sich die Preformgesamtpermeabilität und die Rovingpermeabilität allerdings sogar so weit an, dass die Bauteilfüllung im Wesentlichen durch das Mikrofließen zu Stande kommt.

Für die Bestimmung der Permeabilität auf Mikroebene kommen die bereits erläuterten Methoden in Frage, die angepasst auf die besondere Messaufgabe z.B. in [204], [175] vorgestellt werden. Weiterhin sind die Ableitung der Permeabilität aus Kapillaritätsuntersuchungen [108], numerische Simulation [155] oder die Berechnung auf Basis von Permeabilitätsmodellen eine Möglichkeit. Eine Reihe dieser Modelle ist in der Vergangenheit entwickelt worden [9], [44], [85], [110], [32], [30]. In der vorliegenden Arbeit wird das Modell nach Gebart [85] genutzt, da es sowohl für den Fluss quer zur als auch entlang der Filamentrichtung existiert und zumindest für die Permeabilitäten quer zur Filamentrichtung ohne empirische Faktoren auskommt.

Der Binder ist ebenfalls von diesen Zusammenhängen betroffen und beeinflusst den Mikro- sowie Makrofluss wiederum selbst. Für die Standarderscheinungsformen (Pulver und Vlies) gilt, dass sie auf die Oberfläche des Verstärkungshalbzeuges appliziert werden. Somit liegt der Binder zu Beginn des Binderaktivierungsprozesses in den Makrokanälen vor. Abhängig von den gewählten Aktivierungsparametern können die Kapillarkräfte auch entscheidenden Einfluss auf die Binderposition im Verstärkungshalbzeug nehmen. Dadurch ändert sich auch die Porenbildungscharakteristik. Sofern der Binder außerhalb der Rovings platziert ist, entstehen Poren hauptsächlich dort. Liegt der Binder innerhalb der Rovings vor, bilden sich auch die Poren verstärkt in den Rovings [180], [179].

Eine neue Dimension der Interaktion von Binder mit dem Prozess wird durch im Injektionsharz lösliche Binder eingeführt. Sie können ausschwemmen und durch Anreicherung zu Gradienten im Werkstoff führen [37]. Aufgrund der üblichen Binderpartikelgrößen ist im Vergleich zu den Fließkanalquerschnitten davon auszugehen, dass hauptsächlich Lösungsprozesse und in geringem Maße der mechanische Transport für derartige Gradienten verantwortlich sind.

Unabhängig von der später diskutierten Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften durch den Binder, kann die Viskosität des Injektionsharzes erhöht werden, was allein bereits den Füllvorgang beeinflusst und somit entscheidend in den Prozess eingreift. Da dieses Thema nicht schwerpunktmäßig in der vorliegenden Arbeit behandelt wird und da die große Anzahl an verschiedenen Materialkombinationen zu einer entsprechend großen Bandbreite an möglichen Beeinflussungen führt, seien hier stellvertretend nur einige Kombinationen genannt.

In [187] wird ein Polyesterharz mit einem Polyesterbinder untersucht. Dazu wird Binder mit dem unreaktiven Harz gemischt und zeitabhängig die Viskosität bestimmt. Sie steigt von 2 auf 2,5 Pa·s für 6,5 Gew.-% Binder im Harz und von 4,6 auf 5,2 Pa·s für 12,85 Gew.-% Binder im Harz. Anscheinend löst sich der Binder im Harz. Ein ähnliches Ergebnis wird in [26] berichtet. Dort steigt die Anfangsviskosität eines reaktiven Harz-Binder-Gemisches etwa linear mit der Bindermenge an und verdreifacht sich durch die Zugabe von 10 Gew.-% Binder. Weiterhin verdoppelt sich die Gelzeit von ca. 18 min auf ca. 37 min mit 5 Gew.-% Bindergehalt und verdreifacht sich auf ca. 56 min bei 10 Gew.-% Bindergehalt. An anderer Stelle [100] werden verschiedene Thermoplaste (PMMA, PS, PVA) in eine Mischung aus ungesättigtem Polyesterharz und Styrol gegeben. Die rheologischen, reaktionskinetischen, morphologischen, optischen, und volumetrischen Eigenschaften des Harzsystems ändern sich dadurch signifikant. Ein möglicher Einfluss von thermoplastischen Bindern auf andere Harzsysteme liegt daher nahe.

2.3 Mechanische Eigenschaften von bebinderten FVK-Bauteilen

In den vorangegangenen Abschnitten zu Preforming (Kapitel 2.1) und Injektion (Kapitel 2.2) sind die Auswirkungen von Binder auf den Prozess bereits dargestellt worden. Da der Binder oder Bestandteile von ihm in den Bauteilen verbleiben, ist anzunehmen, dass er ihre Gebrauchseigenschaften beeinflussen kann. Allgemein wird davon ausgegangen, dass Binder hauptsächlich die matrixdominierten Eigenschaften verändert, weswegen diese schwerpunktmäßig untersucht werden.

2.3.1 Druckeigenschaften

Die Druckfestigkeit sowie -steifigkeit kann durch den Einsatz von Binder beeinflusst werden. In [187] wird eine leichte Erhöhung für einen geringen Binderanteil (3 Gew.-%) festgestellt. Allerdings sinkt dieser Wert für höhere Bindergehalte (6 Gew.-%) wieder ab. Eine leichte Verringerung der Druckfestigkeit wird in [22] festgestellt, wobei die Ergebnisse abhängig vom gewählten Bindersystem sowie des eingesetzten Matrixharzes sind. In [5] werden diese Ergebnisse bestätigt. Zusätzliche Tests an weiteren Materialkombinationen liefern ebenfalls verringerte Druckfestigkeiten, teilweise um bis zu 15 %. Allerdings kann dort auch in einem Fall eine erhöhte Drucksteifigkeit bei verringerter Druckfestigkeit ermittelt werden. An anderer Stelle [96] wird schließlich festgestellt, dass die Druckfestigkeit vom Bindereinsatz unbeeinflusst bleibt. Eine umfassende Untersuchung zur Steigerung der interlaminaren Zähigkeit von Kompositmaterialien durch Thermoplastvliese als eine die Risszähigkeit steigernde Zwischenschicht wird in [191] durchgeführt. Dort wird unter anderem die Druckfestigkeit an ungekerbten Proben bestimmt. Die Ergebnisse unterstreichen die bisher gefundene Bandbreite der Beeinflussung. Abhängig vom Zwischenlagenmaterial kann die Druckfestigkeit erhöht oder gesenkt werden oder sie bleibt nahezu unverändert.

2.3.2 Zugeigenschaften

Die Längszugfestigkeit als faserdominierte Eigenschaft sollte bei der Verwendung von Binder weitgehend unbeeinflusst sein. Verständlicherweise werden entsprechende Tests kaum durchgeführt. Die Ergebnisse aus [5] können als Bestätigung hierfür dienen. Für einen multiaxialen Lagenaufbau, d. h. kein reiner Längszug, kann dort nur eine leichte Reduzierung von maximal 5 % festgestellt werden. In Querkzugtests an Proben mit unidirektionaler Faserausrichtung, die explizit die Matrix bzw. die Faser-Matrix-Grenzfläche testen, sinkt die Querkzugfestigkeit in allen überprüften Materialkombinationen [99].

Die Überprüfung der Zugeigenschaften von unverstärkten Harzproben [26] mit verschiedenen hohen Bindergehalten zeigt, dass die untersuchte Materialkombination zu höheren Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen mit steigendem Bindergehalt führt. Die Zugfestigkeit steigt von ca. 30 MPa bei Reinharz auf ca. 60 MPa mit 27 Gew.-% Bindergehalt. Die Bruchdehnung steigt von 0,9 % auf 2,2 %. Der Elastizitätsmodul bleibt unbeeinflusst. Ähnliche Ergebnisse werden für variierende Lösungszeiten von 6 Gew.-% Binder erzielt.

2.3.3 Biegeeigenschaften

Eine Biegebelastung stellt eine Überlagerung von Druck- und Zugbelastung dar. Insofern sollten die mechanischen Eigenschaften unter Biegung ebenfalls durch den Binder

beeinflusst werden. Die wenigen untersuchten Materialkombinationen deuten auf eine Reduzierung der Biegefestigkeit bei Anwesenheit von Binder im Faserverbund [187], [178]. In [7] werden vier Binder und ein Harzsystem getestet. Während die Zugabe von Binder den Biegemodul teilweise erhöht (+10 %), teilweise aber auch verringert (−16 %), wird für die Biegefestigkeit eine generelle Abnahme um bis zu 25 % festgestellt.

2.3.4 Interlaminare Scherfestigkeit (ILS)

In [99] findet ein Vergleich von verschiedenen Binderapplikationstechniken statt. Daraus resultierende Unterschiede in der ILS sind nicht feststellbar, sofern die Bauteile porenfrei sind. Allerdings führen bestimmte Applikationstechniken zu einer erhöhten Porenkonzentration im Bauteil und damit auch zu herabgesetzten Werten der ILS. Eine Reduktion der ILS um 25 % bei Bindergehalt von 2,6 Gew.-% wird in [68] festgestellt. Ebenso hoch ist die Verringerung der ILS in [7], allerdings führt eine Materialkombination auch zu konstanter ILS. In einer weiteren Studie [179] wird eine mit steigendem Bindergehalt kontinuierlich sinkende ILS ermittelt. Bei 14 Gew.-% Bindergehalt fällt sie um ca. 28% vom Basiswert ab. Dies gilt allerdings nur für den Fall, dass der Binder innerhalb der Rovings vorliegt. Ist der Binder außerhalb der Rovings, bleibt die ILS nahezu unverändert. Diese Ergebnisse korrelieren ursächlich mit der Position der Poren im Laminat. In [96] schließlich kann keine Beeinflussung der ILS durch Binder festgestellt werden. Zwar unterscheiden sich die durchschnittlichen Ergebnisse geringfügig mit einer Tendenz zu niedrigeren Werten durch den Einsatz von Binder. Allerdings ist aufgrund der jeweiligen Standardabweichungen keine Signifikanz feststellbar.

Abgesehen von dem offensichtlichen Zusammenhang der Porenkonzentration im Bauteil und einer deshalb reduzierten interlaminaren Scherfestigkeit wird in keiner der angeführten Studien eine allgemeingültige Erklärung für die beobachteten Ergebnisse geliefert.

2.3.5 Interlaminare Energiefreisetzungsrate Modus I und II (G_{Ic} , G_{IIc})

In [68] wird eine Reduktion des G_{Ic} um 60 % bei einem Bindergehalt von 2,6 Gew.-% festgestellt. Dagegen kann in [96] für ca. 2 Gew.-% Bindergehalt lediglich eine geringfügige Reduktion des G_{Ic} um maximal 13 % ermittelt werden. Interessanterweise wird dort für die gleichen Fertigungsbedingungen eine Erhöhung von G_{IIc} um bis zu 30 % gemessen. An anderer Stelle [97] kann eine dramatische Verbesserung der Risszähigkeiten nach Modus I und II durch die Beimengung von thermoplastischen Vliesen verzeichnet werden. Die Erhöhung von G_{Ic} und G_{IIc} beträgt mehrere hundert Prozent. Ein großer Teil dieser Verbesserung wird auf die grobe Struktur der Thermoplastfäden im Vergleich zu den Karbonfaserverstärkungsfäden zurückgeführt, ein zusätzlich vorhandener intrinsi-

scher Wirkmechanismus wird außerdem erwähnt. Weitere Verbesserungen der Risszähigkeiten durch Beimengung von Partikeln werden z. B. in [61], [55] beschrieben. Allerdings kommt die positive Wirkung der verwendeten Thermoplastpartikel nur in spröden Matrixsystemen zu tragen. Ohnehin schon zähe Matrixsysteme erfahren keine Verbesserung durch die Zugabe der Partikel.

2.3.6 Glasübergangstemperatur

Anhand der Glasübergangstemperatur wird ebenfalls deutlich, dass der Einfluss von Binder auf die mechanischen Eigenschaften nur schwer pauschalisiert werden kann. In [68] wird für eine Mischung eines glasfaserverstärkten Epoxidharzes mit 2,6 Gew.-% Polyesterbinder eine Reduktion des T_g (DMA) um 6 °C festgestellt. Hingegen kann für einen Polyesterbinder in Kombination mit einem Vinylesterharz eine Erhöhung des T_g (DSC) von 112,6 °C bei 0 Gew.-% Bindergehalt auf 137,3 °C bei 40 Gew.-% Bindergehalt ermittelt werden [26]. Die Erhöhung des T_g wird auf eine erhöhte Vernetzungsdichte zurückgeführt, welche dadurch erzielt wird, dass der Binder an der Reaktion teilnimmt.

Alles in allem gibt es noch große Unsicherheiten über die Einflussnahme von Binder auf die mechanischen Eigenschaften in FVK-Bauteilen, wie die teilweise gegensätzlichen Ergebnisse der angeführten Arbeiten belegen. Neben den zumeist negativen Auswirkungen des Binders, können auch einzelne positive Effekte beobachtet werden. Die Studien vermitteln empirisches Wissen über ausgesuchte Materialkombinationen. Von wenigen Wirkungsmechanismen abgesehen, konnte noch kein umfassendes Verständnis der Interaktion des Binders mit dem FVK-Bauteil erarbeitet werden.

Die damit verbundenen Unsicherheitsfaktoren rücken bei steigenden Anforderungen an die Belastbarkeit sowie an die Berechenbarkeit von Bauteilen stärker in den Blickpunkt. Das Ziel ist ein maximaler Werkstoffausnutzungsgrad, der aber nur mit gesicherten Werkstoffkennwerten erreicht werden kann. Aufgrund des beschriebenen Informationsdefizits ist die Luftfahrtindustrie dazu übergegangen, die Bindermenge soweit zu reduzieren, dass sie (so die Überlegung) vernachlässigbar klein wird. Das Flächengewicht der typischerweise eingesetzten Bindervliese hat von 24 über 12 auf 6 g/m² abgenommen. Neuere Entwicklungen zielen auf den Einsatz von Vlies mit 3 g/m² Flächengewicht ab. Derart feine Vliese erfordern jedoch großen Aufwand in der automatischen Verarbeitung [103].

2.4 Fazit zum Stand der Technik / Stand der Forschung

Die Untersuchung des Standes der Technik / Forschung führt zu folgenden konkreten Konsequenzen für die vorliegende Arbeit.

1. Preforming

Binder ist ein sehr wichtiger Hilfsstoff in der Preformfertigung. Seine Auswirkungen auf die Prozesskette sind aber noch nicht genau genug untersucht. Der Literaturstand ist am umfangreichsten in der Beschreibung des Einflusses von Binder auf die mechanischen Eigenschaften im Bauteil. Im Bereich Preforming und Prozessierung gibt es nur wenige Vorarbeiten. Diese wären aber nötig, um die optimale Binderausnutzung zu erreichen, so dass dem Wunsch nach geringeren Bindermengen nachgekommen werden kann. Aus diesem Grund beleuchtet die vorliegende Arbeit insbesondere diese Zusammenhänge.

2. Injektion

Innerhalb der Faserverbundprozesskette ist die Permeabilität die entscheidende Eigenschaft für die Beschreibung des Tränkungsverhaltens einer Preform. Sie wird von vielen Material- und Prozessparametern beeinflusst. Es gibt sehr umfangreiche Bemühungen sowohl die Permeabilitätsmessungen als auch die Simulation von Permeabilität zu verbessern. Bis dato ist die Messung die wirtschaftlichste Methode, weswegen die vorliegende Arbeit hauptsächlich darauf zurückgreift.

Die Messung der Permeabilität birgt verschiedene Risiken, die aber zum größten Teil durch angepasste Messtechnik verringert oder ausgeschlossen werden können. Sofern die Werkzeugdurchbiegung minimiert werden kann, sind die optischen Methoden am flexibelsten und sichersten. Für 1D-Messungen muss das Voreilen des Messfluids an den Halbzeugrändern verhindert werden. Die bestehende Anlage erfüllt nicht alle Anforderungen optimal, weswegen die Neukonstruktion einer geeigneten Permeabilitätsmesseinrichtung erforderlich ist.

Die Simulation von Permeabilität ist äußerst komplex. Insbesondere sind die Modellierung der notwendigen Einflussfaktoren auf den jeweiligen Skalen und ihre Integration in eine Multiskalensimulation schwierig. Die Annahme von Idealgeometrien und Einheitszellen ist problembehaftet. Einer Simulation der Permeabilität sollte daher möglichst die tatsächliche Fließkanalgeometrie zu Grunde liegen oder zumindest sollten statistische Modelle zur Eigenschaftsverteilung berücksichtigt werden. In dieser Arbeit wird daher ein Ansatz vorgestellt, der diese Vorgaben implizit erfüllt.

3. Bauteil

Die mechanischen Eigenschaften werden in der Literatur für verschiedene Faser-Matrix-Binder-Kombination untersucht. Hauptsächlich werden Zwischenschicht- bzw. Matriceigenschaften betrachtet. Der Bindereinfluss ist in vielen Fällen negativ. Teilweise werden aber auch Eigenschaftsverbesserung erzielt oder keinerlei Beein-

flussung festgestellt. Aufgrund der hohen Anzahl möglicher Materialkombinationen existiert bislang kein einheitliches Modell zur Beschreibung der Einflussnahme durch Binder.

In dieser Arbeit wird der Bindereinfluss auf die Bauteileigenschaften nicht schwerpunktmäßig betrachtet. Gleichwohl werden einige Standarduntersuchungen durchgeführt, um eine bessere Einschätzung der untersuchten Binder zu ermöglichen, aber auch um die allgemeine Datenbasis zu vergrößern und dadurch zu einer besseren Absicherung des empirischen Wissens beizutragen.

3 Material und Methoden

3.1 Material

3.1.1 Binder

Für die Untersuchungen werden verschiedene Binder ausgewählt (Tabelle 3.1). Als Referenzmaterial wird der Binder EPR 5390 eingesetzt, da er industriell häufig für Bebindungszwecke verwendet wird und leicht verfügbar ist. Daneben wird der Binder PKHP schwerpunktmäßig für Vergleichsuntersuchungen eingesetzt, da sich sein Eigenschaftsprofil deutlich von dem des EPR 5390 unterscheidet. Während EPR 5390 im festen Zustand sprödes Verhalten zeigt und eine niedrige Schmelzviskosität möglich ist, zeichnet sich PKHP durch ein eher zähes Verhalten sowohl als Feststoff als auch in der Schmelze aus. Weitere Bindertypen werden in Einzeluntersuchungen betrachtet. In der Gruppe der Pulverbinder wird mit Vinnex LL2319 A9133 ein reaktiver Binder berücksichtigt. Die Auswahl der Vlies- oder Hotmeltbinder beinhaltet drei kommerzielle (PA 1401, PA 1412, PA 1300) sowie ein experimentelles Produkt (Do253B).

Die Handhabung der Vliesbinder ist prinzipbedingt einfacher als die der Pulverbinder. Im industriellen Umfeld werden die Vliesbinder für die Bebindung vor Ort daher häufig vorgezogen. Die Pulverbinder werden hingegen oft bei Halbzeugherstellern für die Produktion von bebinderten Flächenhalbzeugen eingesetzt. Im Rahmen dieser Arbeit bieten die Pulverbinder einige Vorteile, weswegen beide Referenzmaterialien Pulverbinder sind. So können die Pulverbinder in praktisch beliebigen Flächengewichten und Größenfraktionen appliziert werden, wohingegen bei Vliesbindern nur Vielfache des Basisflächengewichtes sowie eine Strukturgröße möglich ist. Darüber hinaus ist die Bandbreite der zur Verfügung stehenden Materialien und damit auch der Eigenschaftsprofile bei Pulverbindern größer als bei Vliesbindern. Obwohl die vorgestellte Untersuchungsmethodik in vollem Umfang nur auf die beiden Referenz(pulver)binder angewendet wird, kann sie bei Bedarf auch auf die anderen Binder angepasst und übertragen werden.

Tabelle 3.1: Verwendete Binder

Produkt- bezeichnung	Kurz- bezeich- nung	Hersteller	Liefer- form	Chemische Zusammen- setzung	Quelle
Epikote Resin 05390	EPR 5390	Momentive Specialty Chemicals, Deutsch- land	Fest / Pulver	Epoxidharz	[34]
PKHP-200	PKHP	InChem Corporati- on, USA	Fest / Pulver	Phenoxyharz	[39]
Epikote Resin 05311	EPR 5311	Momentive Specialty Chemicals, Deutsch- land	Fest / Pulver	Epoxidharz	[35]
CeTePox AM4055R	AM4055R	CTP Chemicals and Technologies for Po- lymers	Fest / Pulver	Epoxidharz	
Vinnex LL2319 A-9132	A9132	Wacker Polymer Sys- tems, Deutschland	Fest / Pulver	Acryl- Styrol- Copolymer	
Vinnex LL2319 A-9133	A9133	Wacker Polymer Sys- tems, Deutschland	Fest / Pulver	Experimentelles Copolymer (reaktiv)	
Spunfab PA 1300	PA-1300	Spunfab, USA	Fest / Vlies	Copolyamid	[131]
Spunfab PA 1401	PA-1401	Spunfab, USA	Fest / Vlies	Copolyamid	[133]
Spunfab PA 1412	PA-1412	Spunfab, USA	Fest / Vlies	Copolyamid	[134]
Spunfab Do253B-109	Do253B	Spunfab, USA	Fest / Vlies	Copolyamid	[132]

3.1.2 Faser

Das eingesetzte Verstärkungshalbzeug (S37CX, Saertex, Saerbeck, [104]) ist ein Kohlenstoffaserbidirektionalgelege mit einem Flächengewicht von im Mittel 308 g/m^2 . Es hat einen ausgeglichenen Aufbau von 151 g/m^2 Toray T700 24K 50C Verstärkungsfäden in $\pm 45^\circ$ -Orientierung. Die Verstärkungsfäden sind mit einem 6 g/m^2 PES-Nähfaden in Franzenbindung fixiert. Das Erscheinungsbild der Anordnung der Verstärkungsfäden ist sehr gleichmäßig. Die Abstände zwischen den einzelnen Rovings sind nahezu konstant. Das Verstärkungshalbzeug ist verschiebefest.

Obwohl ein Halbzeug mit Verstärkungsfäden aus Glasfaser deutlich preiswerter ist, wird ein Kohlenstoffasergelege genutzt. Den typischen Anwendungsszenarien geschuldet, erreichen die Kohlenstoffaserhalbzeuge im Mittel höhere Anforderungen an die Reproduzierbarkeit. Sie weisen weniger Fehlstellen (Fuzz Ball, Gap, Stitching, etc.) als Glasfasertextilien auf. Weiterhin besitzen sie eine regelmäßigere Struktur mit weniger und geringeren Abweichungen hinsichtlich des Flächengewichtes oder der Fadenorientierung.

3.1.3 Messfluid

Die Permeabilitätsmessungen erfordern ein Fluid, das über die Messdauer hinweg konstante Eigenschaften aufweist. Abhängig vom Faservolumengehalt kann die Messdauer zwischen wenigen Minuten und wenigen Stunden liegen. Geringe Viskositäten führen zwar zu einer schnelleren Imprägnierung, verschärfen aber auch die Anforderungen an die Messraumabdichtung. Darüber hinaus beeinflussen die Viskosität und das Benetzungsverhalten des Messfluids die Imprägniervorgänge auf der Mikroskala.

Die Verwendung von Reaktivharzsystemen kommt wegen der geforderten Konstanz der Materialeigenschaften über einen langen Zeitraum nicht in Frage. Das nicht reaktive Ersatzsystem sollte in seinen weiteren Eigenschaften denen des Matrixharzes aber möglichst gleichen. Insbesondere die Viskosität wird deshalb auf 100 mPas festgelegt, da dies einen guten Kompromiss aus typischen Werten für verschiedene Injektionsharzsysteme bei der entsprechenden Injektionstemperatur darstellt. Für eine einfache Handhabung sollte das Messfluid nicht angemischt werden müssen und keine besonderen Anforderungen an den Arbeitsschutz stellen. In Tabelle 2.1 werden verschiedene typische Fluide genannt. Für die Messungen in dieser Arbeit wird wegen seiner über einen weiten Bereich konstanten Eigenschaft ein synthetisches Silikonöl (AK 100, Wacker Chemia AG, München) ausgewählt (Tabelle 3.2). Die Probenfertigung für mechanische Tests und Schriffe erfolgt mit RIM. Die Daten für RTM 6 werden zum Vergleich aufgeführt.

Tabelle 3.2: Ausgewählte Eigenschaften der verwendeten Fluide

Fluid	Bezeichnung	Oberflächen- spannung in mN/m	Viskosität bei Verarbeitung in N/mm ²	Dichte bei 25 °C in kg/m ³
Epoxidharz	RTM6	-/-	33-89 (120 °C)	1110-1140
Silikonöl	AK 100	21	100 (25 °C)	960
Epoxidharz	RIM	25*	300 (25 °C)	1180-1200 (ausgehärtet)

* gemessen, sonst Herstellerangaben ([181], [40], [102])

3.1.4 Injektionsharz

Für die Herstellung von Proben für mechanische Tests wird das Injektionsharz RIMR 135 mit den Härtern RIMH 134 und RIMH 137 (Momentive Specialty Chemicals, Columbus) in den Masseverhältnissen Harz zu Härter gleich 100:30 und RIMH 134 zu RIMH 137 gleich 20:80 gemischt. Das Epoxidharz bleibt in der gewählten Härtermischung für ca. eine Stunde injektionsfähig, so dass genügend Verarbeitungszeit für eine vollständige Probentränkung zur Verfügung steht.

3.2 Methoden

3.2.1 Preforming

Die Untersuchung des Bindereinflusses auf den Preformingschritt beginnt mit einer Charakterisierung der eingesetzten Bindermaterialien. Sie werden zunächst mittels thermoanalytischer Verfahren (TGA, DSC, Rheologie) untersucht. Weiterhin wird für die Pulverbinder die Partikelgrößenverteilung bestimmt. Schließlich werden mit Mikroskopie (licht- und rasterelektronenmikroskopisch) die Bindermorphologie und -verteilung auf dem Verstärkungshalbzeug untersucht.

In der Handhabung der Verstärkungsstrukturen können verschiedene Arten von Deformation auftreten. Eine grundlegende Anforderung an eine Preform ist der dauerhafte Verbund des Lagenstapels, also eine gesicherte Strukturfixierung. Daher werden Schältests zur Beurteilung der Fixierwirkung unter verschiedenen Preformingparametern durchgeführt. Neben der Anbindung einzelner Lagen ist das Verhalten der gesamten Preform als Verbund ebenfalls von Interesse. Aus diesem Grund wird das Verformungsverhalten eines fixierten Lagenstapels im 3-Punkt-Biegetest untersucht. Aus den Ergebnissen lassen sich Erkenntnisse zur Wirksamkeit der Geometriefixierung ableiten. Schließlich werden Kompaktierungstests durchgeführt, mit denen das Preformverhalten senkrecht zur Halb-

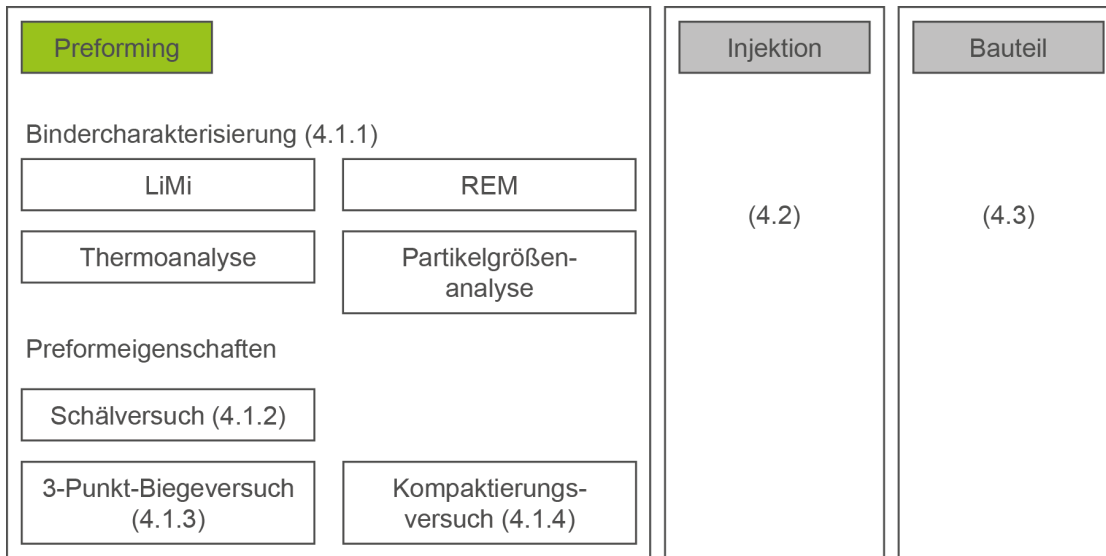


Abbildung 3.1: Vorgehen bei der Ermittlung des Einflusses von Binder auf das Preforming

zeugenebene charakterisiert werden kann. Das Kompaktierungsverhalten ist wichtig für die Bestimmung des Faservolumengehaltes bzw. die Einhaltung der Bauteilsolldicke. Abbildung 3.1 gibt eine Übersicht der im Abschnitt Preforming durchgeführten Arbeiten. Die tatsächlich ausgeführten Versuche sind in Tabelle 3.3 zusammengefasst.

Thermoanalyse

Die Thermoanalyse inklusive der rheologischen Untersuchung dienen dazu, den Anwendungsbereich der Binder zu definieren. Die thermogravimetrische Analyse zeigt die obere Einsatzgrenze durch den thermischen Abbau des Materials an. Die Differenzkalorimetrie liefert in dieser Arbeit den oder die Schmelzpunkte der betreffenden Materialien. Obwohl die DSC weitaus umfangreichere Studien erlaubt, wird sie auf diesen Anwendungszweck beschränkt. Mit Hilfe der rheologischen Tests kann in dem durch TGA und DSC gegebenen Temperaturfenster weiter differenziert werden.

Die thermogravimetrische Analyse (Q5000 IR, TA Instruments, New Castle) wird am nicht vorbehandelten Binder von Raumtemperatur bis zum vollständigen Abbau des untersuchten Materials (mind. 600 °C) unter Luftatmosphäre durchgeführt. Die Heizrate beträgt 10 K/min. Die Differenzkalorimetrie (Q2000, TA Instruments, New Castle)

Tabelle 3.3: Auflistung der durchgeführten Untersuchungen im Bereich Preforming
(x : durchgeführt, - : nicht durchgeführt)

Bindertyp	TGA DSC	η	D ₅₀	Schäl- versuch	3-Punkt- Biege- versuch	Kompaktie- rungs- versuch	LiMi	REM
EPR 5390	x	x	x	x	x	x	x	x
PKHP	x	x	x	x	-	x	x	x
EPR 5311	x	x	x	x	-	x	x	-
AM4055R	x	-	-	x	-	x	x	-
A9132	x	x	x	x	-	x	x	-
A9133	x	-	x	x	-	x	x	-
PA 1300	x	-	-	-	-	x	x	-
PA 1401	x	-	-	x	-	x	x	-
PA 1412	x	-	-	-	-	x	x	-
Do253B	-	-	-	-	-	x	x	-

wird ebenfalls am nicht vorbehandelten Binder unter Luft mit der gleichen Heizrate von Raumtemperatur bis zum beginnenden Abbau des Binders durchgeführt. Es wird der Schmelzpunkt ermittelt.

In dem so festgelegten Temperaturfenster werden die dynamischen Viskositäten der Binder mit einem Rotationsrheometer (AR 1000, TA Instruments, New Castle) im Platte-Platte-Verfahren im Fließmodus bestimmt. Der Plattendurchmesser beträgt 25 mm, die Spalthöhe 2 mm und die Scherrate 1 Hz. Da die Binder im Rheometer in ihrer pulverförmigen Ausgangsform nicht untersucht werden können, werden sie zunächst in einem separaten Heißpressprozess aufgeschmolzen und zu porenfreien, kompakten Proben verdichtet. Im Anschluss werden die Proben in das Messgerät eingelegt und zwei Minuten bei der Starttemperatur vorkonditioniert. Beginnend bei der höchsten Temperatur werden die Proben während der Messung bis zur Endtemperatur abgekühlt. Dadurch kann ein größerer Messbereich erfasst werden (Tabelle 3.4).

Mikroskopie (LiMi / REM)

Zur optischen Charakterisierung der bebinderten, heißgepressten Proben wird ein Lichtmikroskop (LiMi) (VHX-500F, Keyence, Osaka) sowie ein Rasterlektronenmikroskop (REM) (Ultra Plus, Carl Zeiss NTS GmbH, Oberkochen mit einem SE2 Detektor) einge-

Tabelle 3.4: Parameter der Viskositätsmessungen am Binder

Getestetes Material	Konditionierung	Messzyklus
EPR 5390	2 min @ 170 °C	170 °C → 60 °C @ 5 K/min
EPR 5311	2 min @ 170 °C	170 °C → 60 °C @ 5 K/min
PKHP	2 min @ 270 °C	270 °C → 120 °C @ 5 K/min
A9132	2 min @ 180 °C	180 °C → 90 °C @ 5 K/min

setzt.⁹ In beiden Fällen wird die Preform manuell aufgetrennt und die bebinderte Fläche für die Analyse freigelegt. Der Einfluss der Preformparameter Bindermenge, Aktivierungsdauer sowie Aktivierungstemperatur auf die Ausbildung der Binderzwischen-schicht wird für die beiden Referenzbinder EPR 5390 und PKHP untersucht.

Partikelgrößenanalyse

Die Partikelgrößenanalyse der Pulverbinder erfolgt ebenfalls mit einem optischen Verfahren (QuicPic, Sympatec, Clausthal). Dazu wird das Binderpulver in dem Gerät in einem Luftstrom dispergiert und an einer Kamera vorbeigeleitet. Die aufgenommenen Bilder werden rechnergestützt analysiert. Der Feret-Mean-Algorithmus wird angewendet, um die Partikeldurchmesser zu berechnen.

Lagenzuschnitt und Binderapplikation

Das textile Halbzeug wird händisch mit einem Rollmesser zugeschnitten. Der Zuschnitt erfolgt lagenweise und mit der geforderten Faserorientierung. Jedes zugeschnittene Teil wird mit einer Laborwaage (LA2200s, Sartorius, Göttingen) einzeln auf 10 mg genau gewogen. Im Falle der Vliesbinder liegt das minimal applizierbare Flächengewicht bereits fest. Höhere Bindergehalte sind als Vielfaches davon möglich, indem mehrere Vlieslagen zu einer Binderlage kombiniert werden.

Für die Pulverbinder muss die dem gewünschten Bindergehalt entsprechende Masse zunächst als Anteil des Einzellagengewichts berechnet werden. Die benötigte Menge wird mit Hilfe von Laborsieben verschiedener Maschenweiten (vgl. den D_{50} in Tabelle 4.2) auf das textile Halbzeug aufgestreut und die aufgetragene Menge mit der Waage kontrolliert. Die einzeln bebinderten Lagen werden zum gewünschten Lagenaufbau gestapelt. Da der Binder nur in den Zwischenschichten vorliegen soll, bleibt die Decklage unbebindert (Abbildung 3.2).

⁹Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen sind extern durch das Institut für Polymerforschung der TU Dresden angefertigt worden.

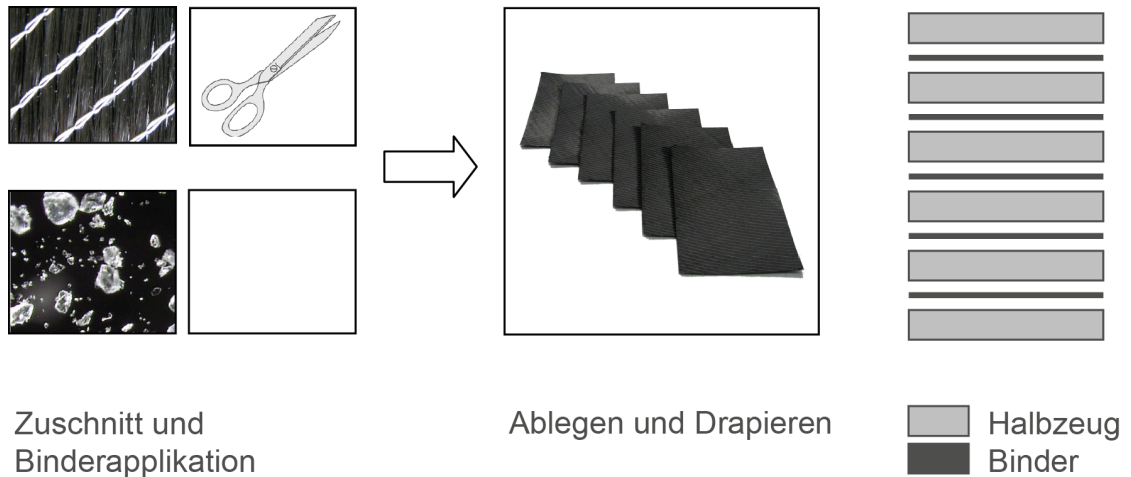


Abbildung 3.2: Schema des Vorgehens bei der Befestigung der Verstärkungshalbzeuge

Heißpressen

Der Lagenstapel aus bebinderten Einzellagen wird in einer beheizbaren Unterkolbenrahmenpresse (KV 214, Rucks Maschinenbau GmbH, Glauchau) zwischen zwei Metallplatten und Silikonpapier zum Schutz vor Anhaften daran zu einer Preform verpresst. Dazu wird der Binder durch eine Temperatur aktiviert, die auf Basis der Thermoanalyse bestimmt wird. Die Preformhöhe wird durch eine Wegsteuerung sichergestellt. Zu diesem Zweck sind entlang des Umfangs der Preform Metallabstandhalter platziert. Die Temperatur im Preformkern wird durch ein eingelegtes Thermoelement überprüft (Abbildung 3.3).

Die Preformingzeit wird als Presszeit angegeben. Hinzu kommt die Zeit, die die Preform auf dem erhitzten Presstisch während des Schließens und Öffnens der Presse liegt. Dieser Zeitraum beträgt insgesamt ca. 10 s. Nach dem Pressvorgang wird die Preform entnommen und kühlt unter Umgebungsbedingungen ab. Für die Versuche, für die eine konsolidierte Preform benötigt wird, werden die benötigten Proben aus den hier vorgestellten Preforms zugeschnitten. Das ist der Fall für die Schäl- und 3-Punkt-Biegetests sowie einige der Kompaktierungstests. Tabelle 3.5 zeigt die Standardpreformingparameter, von denen ausgehend in den jeweiligen Untersuchungen einzelne Parameter variiert werden.

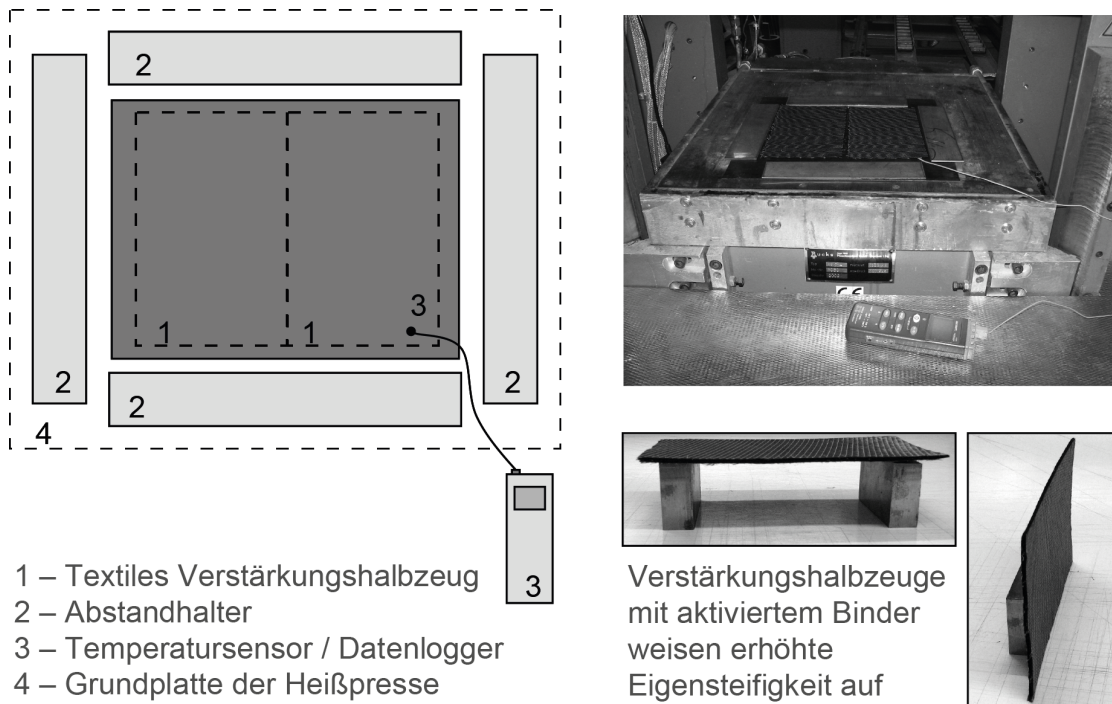


Abbildung 3.3: Anordnung des Verstärkungshalbzeugs in der Heißpresse und beispielhaftes Heißpressergebnis

Tabelle 3.5: Standardpreformingparameter für die verwendeten Binder

Bindertyp	Siebmaschenweite für Applikation in μm	Bindergehalt in Gew.-%	Aktivierungstemperatur in $^{\circ}\text{C}$	Aktivierungsdauer in s
EPR 5390	100	2	90	60
PKHP	160	2	140	60
EPR 5311	100	2	110	60
AM4055R	100	2	90	60
A9132	63	2	160	60
A9133	63	2	160	60
PA 1300	-	2	135	60
PA 1401	-	2	100	60
PA 1412	-	2	193	60
Do253B	-	2	135	60

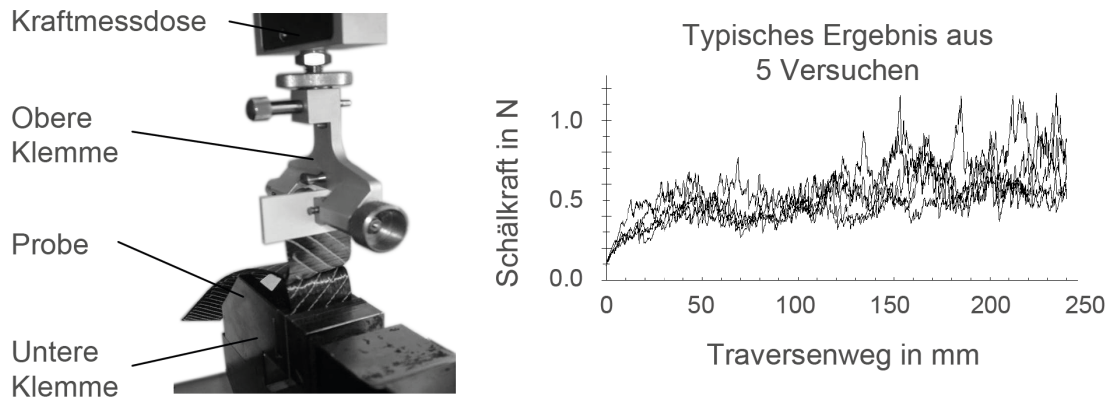


Abbildung 3.4: Darstellung des Versuchsaufbaus für einen Schältest und Beispielergebnisse

Schältest

Da das Schälverhalten an einer aus zwei flexiblen Substraten bestehenden Preform ermittelt werden soll, ist die Durchführung des Schältests an die ISO 8510-1 [4] angelehnt. Die Preform besteht aus zwei Lagen des textilen Halbzeugs mit den Maßen 250 mm x 170 mm. Die Preforms werden auf eine Höhe von 1 mm gepresst, das entspricht dem Faservolumengehalt der Preforms für die Permeabilitätsmessungen. Tabelle 3.6 fasst die Preformingparameter zusammen. Mit einem Rollmesser werden 6 Proben (250 mm x 25 mm) aus der Preformmitte entnommen.

Ein Ende der Preform ist auf einer Länge von ca. 30 mm unbebindert und lässt sich somit auftrennen. An einem dieser Teilstücke wird mit Sekundenkleber ein Klemmstück aus Pappe angebracht. Da die Fläche der oberen Probenklemme kleiner als die Probenfläche ist, stellt dieses Klemmstück die gleichmäßige Krafteinleitung in die Probe sicher. Die so vorbereitete Probe wird in eine Universalprüfmaschine (Zwick/Roell BZ100/TL3A) eingespannt. Der Versuch wird mit einer Schälgeschwindigkeit von 50 mm/min durchgeführt. Die Reißlänge beträgt ca. 200 mm, wobei ein ungetrenntes Endstück von ca. 20 mm erhalten bleibt. Die eingesetzte Kraftmessdose erlaubt eine Maximalkraft von 20 N.

Die aufgezeichnete Kraft-Weg-Kurve (Abbildung 3.4) unterteilt sich in die Anlaufphase und die Phase des kontinuierlichen Rissfortschritts. Dieser zweite Teil der Kraft-Weg-Kurve wird für die Bestimmung der Schälkraft zwischen 50 mm und 200 mm Traversenweg ausgewertet. Für jeweils fünf Proben wird die durchschnittliche Risskraft über der Reißlänge ermittelt und der Durchschnitt daraus als Schälkraft angegeben.

Tabelle 3.6: Preformingparameter der Proben für den Schältest

Bindertyp	Bindergehalt in Gew.-%	Aktivierungs- temperatur in °C	Aktivierungs- dauer in s
EPR5390	1, 2, 3, 4, 5, 10	90	60
	2	70, 80, 90, 100, 110, 130, 160	60
	2	90	30, 60, 120, 220, 300, 600, 1000, 2400, 3600
PKHP	0,5, 2, 3, 4, 5, 10	140	60
	2	100, 110, 120, 140, 160, 180, 220, 250	60 (teilweise 300)
	2	140	30, 60, 120, 300, 600, 1000, 2200, 3600, 28800, 86400
EPR5311	1, 2, 3, 4, 5, 10	90	60
	2	90, 100, 110, 130, 160	60
	2	90	30, 60, 120, 220, 300, 600
AM4055R	1, 2, 3, 4, 5, 10	90	60
	2	70, 90, 110	60
	2	90	30, 60, 120, 220, 300
A9132	1, 2, 3, 4, 5	160	60
	2	140, 160, 180, 200, 220	60
	2	160	30, 60, 120, 220, 300
PA 1401	2, 4, 6	120	60
	2	80, 90, 100, 110, 120	60
	2	120	30, 60, 120, 220, 300

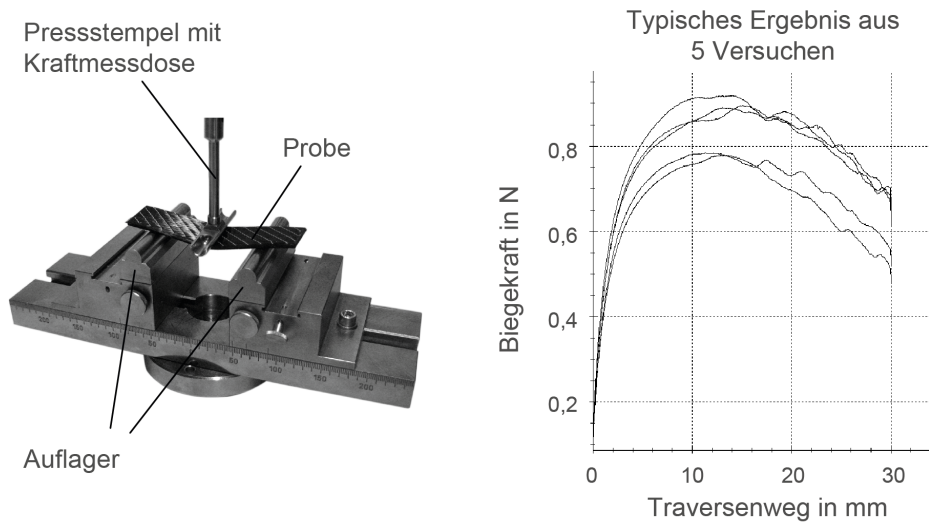


Abbildung 3.5: Darstellung des Versuchsaufbaus für einen 3-Punkt-Biegetest und Beispielergebnisse

3-Punkt-Biegetest

Die Durchführung des 3-Punkt-Biegetests ist an die DIN EN ISO 178 [2] angelehnt. Die auf 2 mm Dicke gepressten Proben bestehen aus vier Lagen des textilen Halbzeugs ((0/90)₄) mit den Maßen 100 mm x 25 mm. Sie werden mit einem Rollmesser mittig aus einer Preform der Maße 170 mm x 120 mm entnommen.

Der Versuch wird in einer Universalprüfmaschine (Zwick/Roell BZ100/TL3A) mit einer Traversengeschwindigkeit von 50 mm/min durchgeführt. Die Kraftmessdose entspricht der des Schältests. Die Auflagerweite beträgt 60 mm. Die Auflager sowie der Pressstempel besitzen Radien von 5 mm. Die freie Lagerung der Preform ist wegen der Auflagergeometrie nur bis zu einem Traversenweg von 30 mm gewährleistet, weswegen der Versuch bei Erreichen dieser Verformung beendet wird.

Die Auswertung erfolgt nach der Biegekraft, d. h. der maximal während des Versuchs erreichten Kraft, der zu diesem Zeitpunkt herrschenden Spannung σ_m sowie nach dem entsprechenden Traversenweg. Es werden jeweils fünf Proben getestet und der Durchschnitt der Werte gebildet (Abbildung 3.5).

Tabelle 3.7: Preformingparameter der Proben für den 3-Punkt-Biegetest

Bindertyp	Bindergehalt in Gew.-%	Aktivierungs- temperatur in °C	Aktivierungs- dauer in s
EPR5390	1, 2, 3, 4, 5, 10, 100	90	60
EPR5390	2	60, 70, 80, 90, 100, 110, 130	60
EPR5390	2	90	15, 30, 60, 120, 220, 300, 600, 1000

Kompaktierung

Der Lagenstapel für die Kompaktierungsproben wird aus sechs Einzellagen mit den Abmessungen 55 mm x 55 mm aufgebaut. Unkontrollierte Vorkompaktierung der Proben beeinflusst die Messergebnisse, weswegen während der Handhabung der Proben darauf zu achten ist, Deformationen der Einzellagen zu vermeiden. Insbesondere an den Schnittkanten ist diese Vorgabe wegen Fadenverlust schwierig einzuhalten. Daher sind die Proben geringfügig größer dimensioniert, als die Messfläche. Sie wird durch eine Stahlplatte von 50 mm x 50 mm gebildet, die auf dem unteren Pressstempel der Universalprüfmaschine positioniert ist (Abbildung 3.6).

Nach dem Einlegen der Probe wird der Messvorgang gestartet, der sich in drei Phasen (Kompaktierung, Relaxation, Entlastung) unterteilt und dessen prinzipieller Ablauf einem üblichen RTM-Prozess nachempfunden ist (Abbildung 3.7). Während des Tests werden die beiden Parameter Werkzeugabstand und Kompaktierungskraft kontinuierlich aufgezeichnet.

Die erste Phase beginnt, sobald der obere Pressstempel die Probe berührt, wofür ein Schwellwert von 1 N Kompaktierungskraft definiert wird. Die Preformdicke beträgt zu diesem Zeitpunkt $s(\text{Start})$ und die Kompaktierungskraft $F(\text{Start})$. Die Traverse verfährt den unteren Pressstempel kontinuierlich und verringert den Werkzeugabstand mit einer Geschwindigkeit von 0,5 mm/min. Die benötigte Kompaktierungskraft steigt an, während sich der Faservolumengehalt erhöht. Der Faservolumengehalt wird rechnerisch aus dem Flächengewicht (FG) des Verstärkungshalbzeugs, der Anzahl an Verstärkungslagen (n), der Dichte (ρ) der Verstärkungsfaser sowie dem Werkzeugabstand (h) ermittelt:

$$FVG = \frac{n \cdot FG}{\rho \cdot h} \quad \text{mit} \quad \begin{array}{ll} n & : \text{Lagenanzahl} \\ FG & : \text{Flächengewicht} \\ h & : \text{Höhe der Kavität} \end{array} \quad (3.1)$$

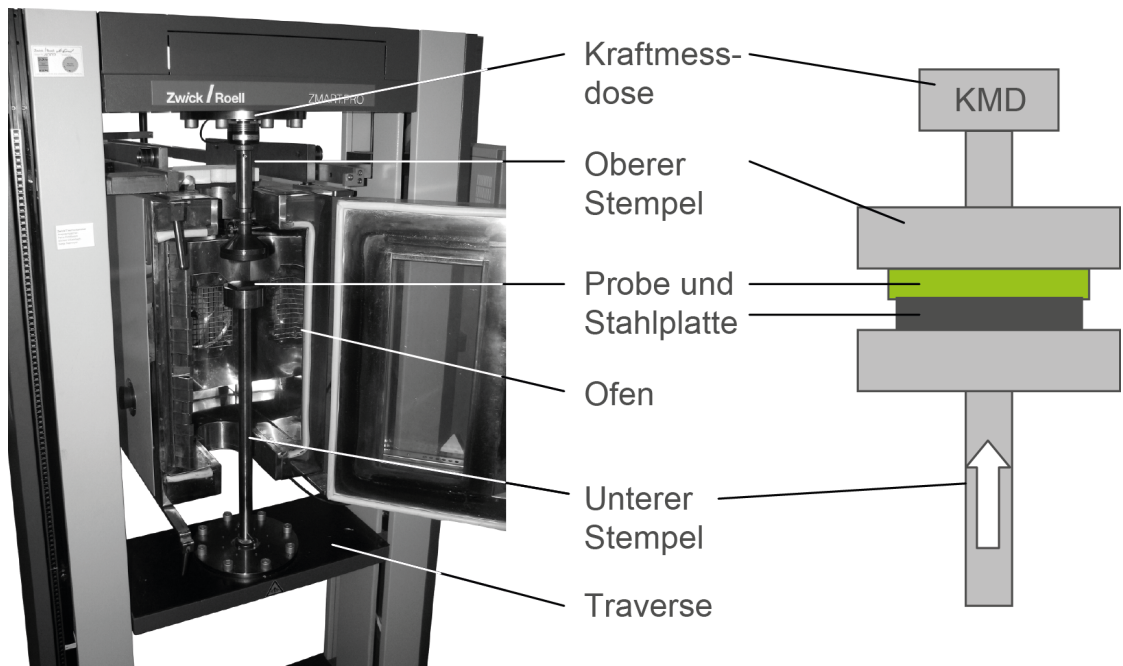


Abbildung 3.6: Anordnung der Probe im Prüfraum (links) sowie schematische Darstellung des Versuchsaufbaus (rechts) für einen Kompaktierungstest

Bei Erreichen der gewünschten Preformdicke von 2,5 mm ($s(2,5)$), was einem Faser volumengehalt von 41 % entspricht, endet die Kompaktierungsphase. Es beginnt die Relaxationsphase, in der der Werkzeugabstand für 15 min konstant gehalten wird. Während dieser Zeit baut sich die Kraft teilweise ab. Nach Ablauf der Relaxationszeit liegt die Kraft $F(\text{relax})$ an. Im Anschluss wird das Werkzeug mit einer Geschwindigkeit von 0,5 mm/min geöffnet bis erneut eine Kraft von 1 N erreicht wird. Dieser Punkt markiert das Ende des Tests mit einer Preformdicke von $s(\text{Ende})$ sowie einer Kraft von $F(\text{Ende})$.

Die Kompaktierungsproben werden auf zwei Arten vorbereitet. Das Standardverfahren wird in Abschnitt 3.2.1 beschrieben und beinhaltet die Vorformung in der Heißpresse. Das zweite Verfahren dient der Nachverfolgung der Vorgänge während des Preformings. Dazu wird die Universalprüfmaschine mit einem Ofen ausgerüstet und Probe sowie Pressstempel darin platziert. Der Ofen wird auf die Prüftemperatur vorgeheizt und die bebinderte aber noch nicht aktivierte Probe wird in den Prüfraum eingelegt. Der Prüfzyklus ist bis auf die auf 3600 s erhöhte Relaxationsdauer identisch zu dem bereits vorgestellten Ablauf. Tabelle 3.8 listet die entsprechenden Preformingparameter auf.

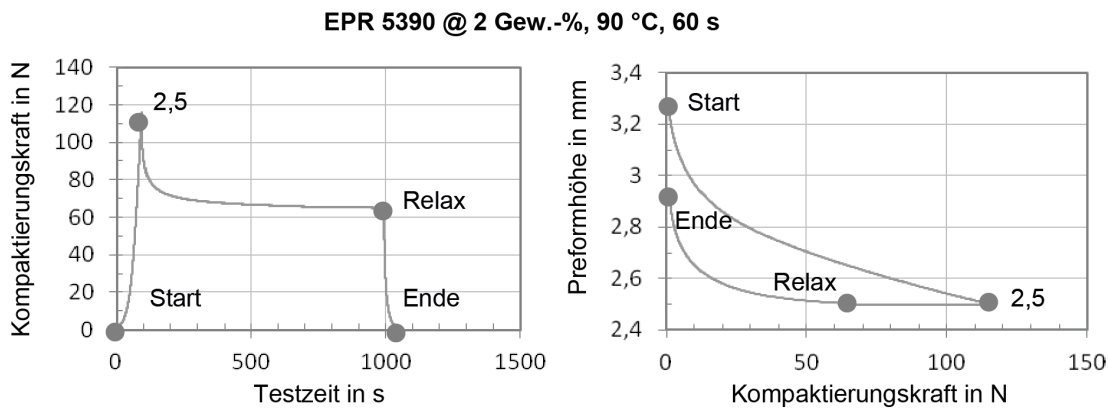


Abbildung 3.7: Beispielhafte Darstellung der Ergebnisse eines Kompaktierungszyklus anhand einer mit EPR5390 bebinderten und mit den Standardpreformparametern vorgeformten Probe sowie darin markiert die Anfangs- und Endpunkte der drei Phasen Kompaktierung, Relaxation, Entlastung

Tabelle 3.8: Preformingparameter der Proben für den Kompaktierungstest

Preforming in der	Bindertyp	Bindergehalt in Gew.-%	Aktivierungs- dauer in s	Aktivierungs- temperatur in °C
Heißpresse	EPR 5390	1,2,	15,60,	70, 90, 110,
		5,10	600,3600	130, 160
	PKHP	1,2,	15,60,	100, 140, 180,
		5,10	600,3600	220, 250
	EPR 5311	2	60	90
	A9132	2	60	140
	A9133	2	60	140
	PA 1300	2	60	135
	PA 1401	2	60	120
	PA 1412	2	60	193
Universal- prüfmaschine	EPR 5390	1,2,	15,60,	70, 90, 110,
		5,10	600,3600	130, 160
	PKHP	1,2,	15,60,	100, 140, 180,
		5,10	600,3600	220, 250

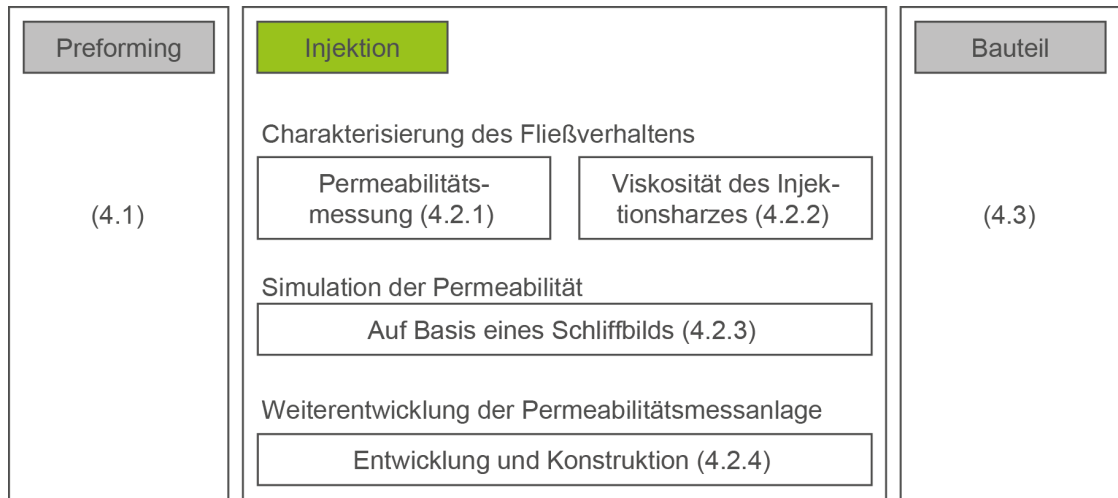


Abbildung 3.8: Vorgehen bei der Ermittlung des Einflusses von Binder auf die Injektion

3.2.2 Injektion

Der auf das Preforming folgende Prozessschritt ist die Injektion. Dabei soll das Matrixharz die in der Preform vorhandenen Hohlräume vollständig tränken. Durch den Bindereinsatz wird die Hohlraumgeometrie verändert, weswegen davon auszugehen ist, dass das Fließverhalten ebenfalls beeinflusst wird. Um diese These zu überprüfen werden im Abschnitt Injektion die in Abbildung 3.8 dargestellten Arbeiten ausgeführt.

Die Permeabilität wird an verschiedenen bebinderten Preforms bestimmt. Zusätzlich werden Proben für die Erstellung von Schliffbildern angefertigt. An ihnen wird eine Porositätsanalyse durchgeführt. Der so bestimmte Faservolumengehalt in den Rovings wird genutzt, um daraus die Rovingpermeabilität abzuleiten und beide in der Simulation zu verwenden. Es soll überprüft werden, inwieweit das vorgestellte, neue Verfahren dazu dienen kann, den Messaufwand zu verringern. Die durch Simulation ermittelte Permeabilität kann dann an gemessenen Permeabilitätswerten überprüft werden. Für die Simulation werden zwei Strategien verfolgt, die auf realen Geometrien von Verstärkungsstrukturen basieren. Einerseits werden Schliffbilder als Datenbasis für die Fließkanalgeometrie ausgewertet, andererseits werden hierfür 3D- μ -CT-Aufnahmen genutzt (Tabelle 3.9).

Die Erfahrungen aus den Permeabilitätsmessungen fließen in die Konstruktion einer verbesserten Permeabilitätsmessanlage. Dafür wird das in VDI 2221 [3] vorgeschlagene systematische Vorgehen angewendet. Optimiert werden die Handhabung der Anlage, ihr mechanischer Aufbau sowie die benötigte Vorbereitungszeit für eine Messung.

Tabelle 3.9: Auflistung der Experimente zur Ermittlung der Permeabilität

Bindertyp	1D	2D	Schliffbildanalyse	3D- μ -CT
Ohne Binder	x	x	x	x
EPR5390	x	-	x	-
PKHP	x	-	x	-
EPR5311	x	-	-	-
AM4055R	x	-	-	-
A9132	x	-	-	-
A9133	x	-	x	-
Bindervliese (PA 1300, PA 1401, PA 1412, Do253B)	x	-	-	-

Permeabilitätsmessungen

Die Permeabilitätsmessungen erfolgen an einem am Institut für Polymerwerkstoffe und Kunststofftechnik entwickelten Versuchsaufbau, der in [108] prinzipiell bereits beschrieben wurde. Einige konstruktive und prozesstechnische Änderungen haben im Vergleich mit dem dort beschriebenen Stand den Arbeitsaufwand deutlich verringert. So kann durch eine optimierte Dichttechnik und angepasste Handhabungsvorgänge der Vorbereitungsaufwand von acht Mannstunden pro Messung auf unter 30 Minuten verringert werden. Das zu messende Halbzeug wird zwischen eine Stahl- und eine Glasplatte gelegt. Der gewünschte Abstand wird mit Hilfe von Distanzplatten eingestellt und durch Kontrolle der Dicke von Wachsstücken am Ende des Experimentes überprüft. Zum Schutz der Glasplatte wird eine PMMA-Platte auf sie gelegt. Dieser Stapel wird zwischen zwei steifen Metallblöcken positioniert, welche zueinander verspannt werden. Dadurch komprimieren sie die Probe auf die durch die Abstandhalter vorgegebene Höhe (Abbildung 3.9). Entscheidend ist, dass die Verformung der Probe gleichmäßig erfolgt und eine Durchbiegung der Versteifungsblöcke vermieden wird.

In der Stahlplatte befinden sich Bohrungen für den jeweils benötigten Fluideinlass sowie Fluidauslass. Über einen angeschlossenen Drucktopf, der mit entölter und entwässerter Druckluft mit 1 bar betrieben wird, wird das Messfluid in den vorbereiteten Probenraum geleitet. Es tränkt dort die Probe und bildet eine Fließfront aus. Der Fließfrontfortschritt wird mit einer Kamera alle 5 s in einem Photo festgehalten und dieses auf einem PC abgespeichert. Gleichzeitig stellt der PC mit Hilfe eines Programmes sowie eines entsprechend angesteuerten Ventiles die Druckkonstanz im Drucktopf sicher.

Für eine 1D-Messung wird die Probe nach ihrer Kompaktierung seitlich mit einem aus-

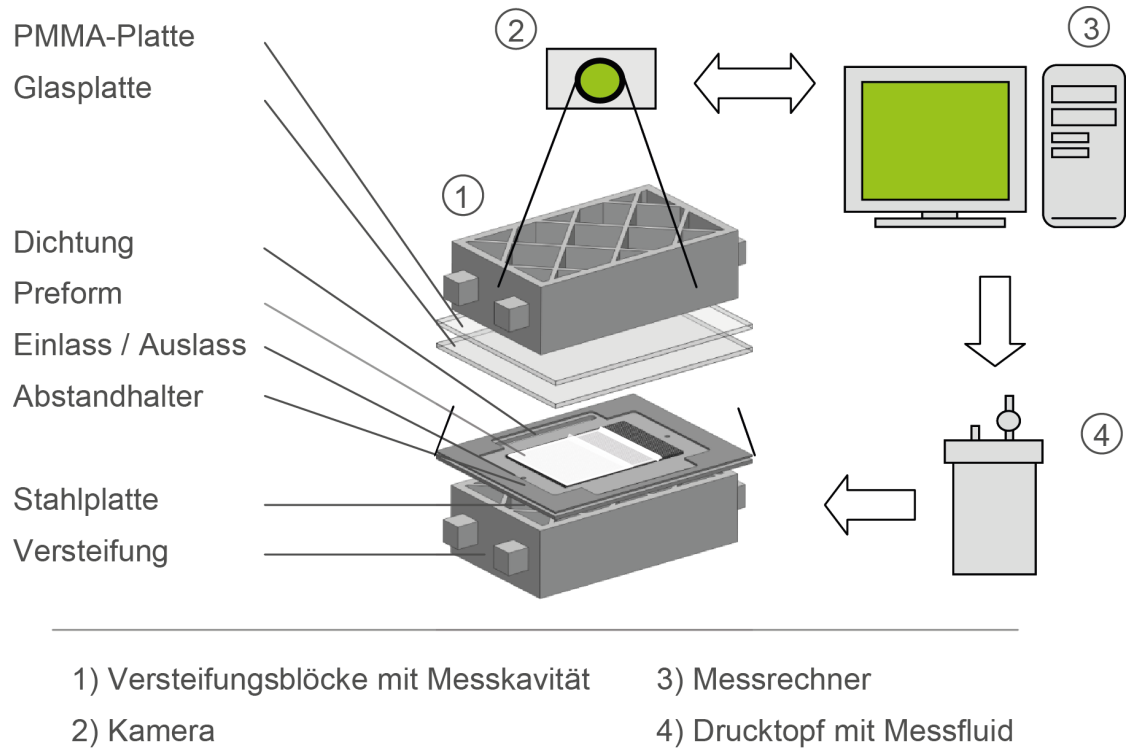


Abbildung 3.9: Schema des Aufbaus zur Messung der Permeabilität

härtenden Fluid, z. B. Reaktionsharz, getränkt und somit abgedichtet. Einerseits werden dadurch Randeffekte durch voreilendes Fluid verhindert. Andererseits werden Ondulationen vermieden, welche ansonsten durch die Kompression der Dichtmasse hervorgerufen würden. Abbildung 3.10 zeigt den Aufbau des Probenraums im Detail.

Für eine 2D-Messung ist eine seitliche Abdichtung der Probe nicht notwendig. Stattdessen wird ein zentraler Anguss benötigt (vgl. Abbildung 2.5), der mit Hilfe eines Schneideisens (Durchmesser 10 mm) ausgestanzt wird.

Das am Institut für Polymerwerkstoffe und Kunststofftechnik entwickelte, semi-automatisierte Matlab-Auswerteskript sowie seine graphische Benutzeroberfläche ermöglichen die effiziente Analyse der erhobenen Daten. Abbildung 3.11 zeigt fünf Beispielbilder aus einer Bildserie. Die blaue Linie stellt pixelgenau die gefundene Fließfront dar. Die grüne Linie zeigt die linear daran gefittete Fließfrontposition. Die zeitabhängigen Fließfrontpositionen werden gemeinsam mit den Parametern Druck, Temperatur (als Einflussfaktor

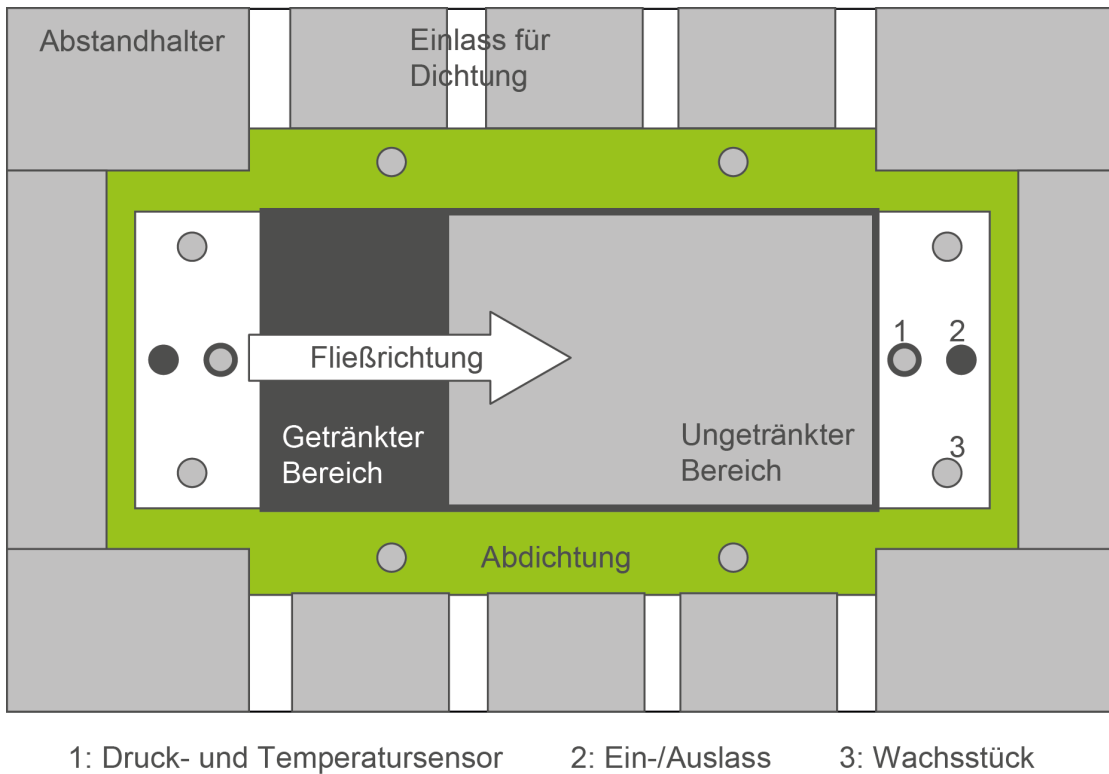


Abbildung 3.10: Schema vom Prinzip der Messungen in 1D

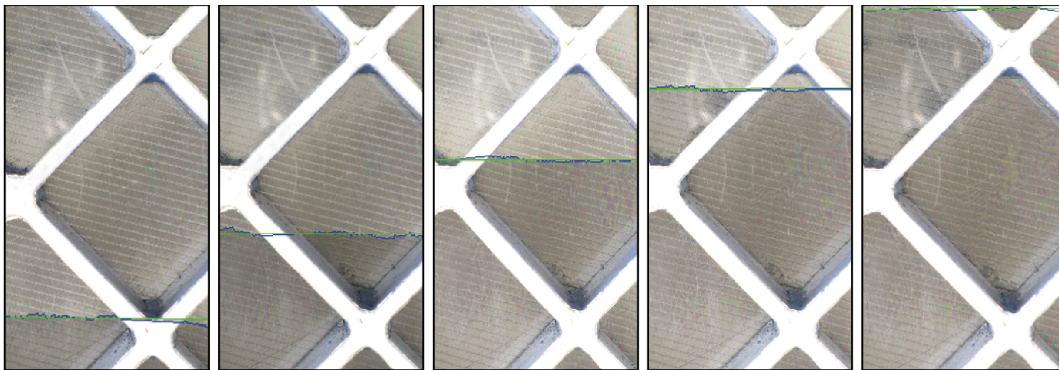


Abbildung 3.11: Beispielbildserie einer Permeabilitätsmessungen in 1D

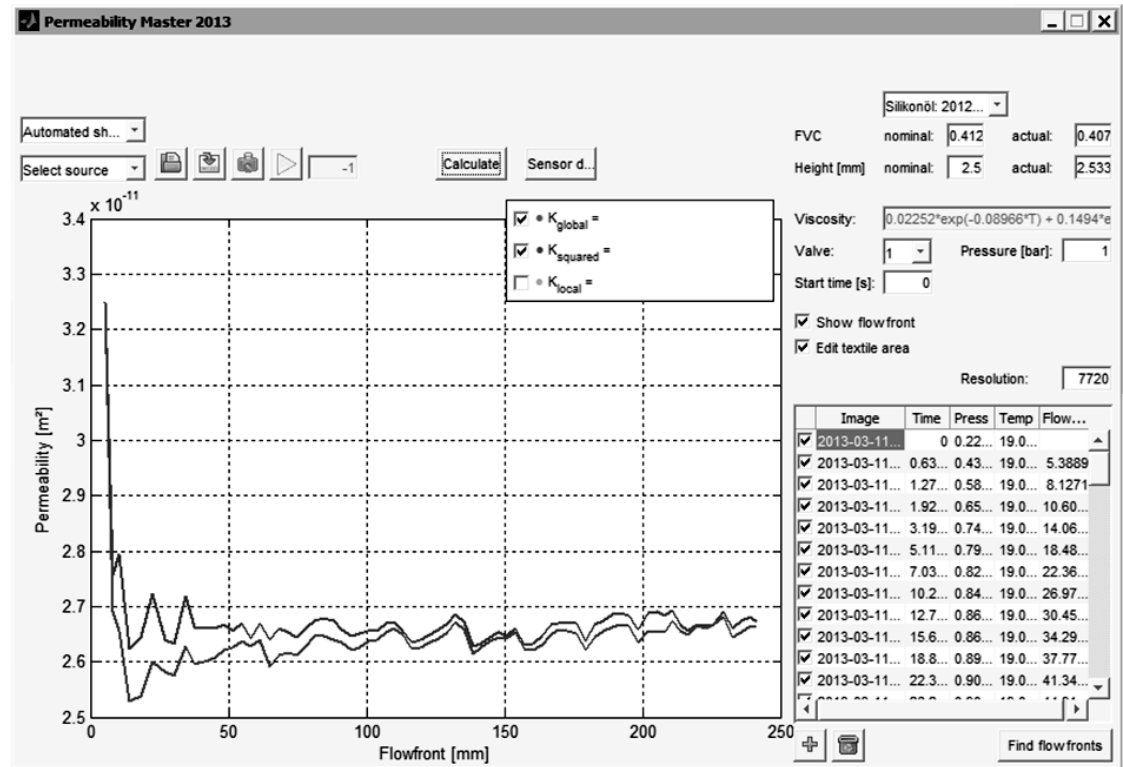


Abbildung 3.12: Benutzeroberfläche des Matlab-Skriptes zur Steuerung und Auswertung der Permeabilitätsmessung; Beispielhafte Darstellung der fließwegabhängigen Permeabilität

Tabelle 3.10: Standardparameter der Permeabilitätsmessungen

Druck am Einlass	Druck am Auslass	Lagen- anzahl	Bindergehalt (falls zutreffend)	Stapelfolge Stapelfolge
+ 1bar	Umgebungsdruck	6	2 Gew.-%	(+74/-16) ₆

auf die Fluidviskosität) und der tatsächlichen Kavitätshöhe (als Einflussfaktor auf die Probenporosität) genutzt, um die Permeabilität entsprechend des in Kapitel 2 vorgestellten Gesetzes von Darcy zu errechnen.

Für jede zeitabhängige Fließfrontposition ergibt sich ein Wert für die Permeabilität. Im Idealfall ist die Permeabilität zeitunabhängig, wodurch sich für jede Fließfrontposition der gleiche Wert ergäbe. Praktisch gibt es jedoch Sättigungseffekte, die insbesondere zu Beginn einer Messung eine nicht vernachlässigbare Rolle spielen können. Abbildung 3.12 zeigt die graphische Benutzeroberfläche des Matlab-Skriptes. In diesem Beispiel sind die Einlaufeffekte bereits nach kurzem Fließweg (ca. 50 bis 100 mm) abgeklungen. Die Permeabilität ist im weiteren Verlauf sehr konstant.

Für die gewählte Methode der Injektion mit konstantem Druck (vgl. Abbildung 2.5) verringert sich der Druckgradient mit fortschreitendem Fließweg, wodurch die Fließgeschwindigkeit abnimmt. Die Sättigung des getesteten Verstärkungshalbzeugs ist daher am Ende einer Messung maximal und entspricht den Randbedingungen des Gesetzes von Darcy in guter Näherung, weswegen dieser Wert als Permeabilität angegeben wird. Die Standardparameter für die Permeabilitätsmessungen sind in Tabelle 3.10 dargestellt.

Viskosität des Injektionsharzes

Die dynamischen Viskositäten der Messfluide, des Injektionsharzes sowie seiner Bestandteile unter dem Einfluss des Binders EPR5390 werden in einem Fließversuch im Platte-Platte Verfahren ermittelt. Der Plattendurchmesser beträgt 60 mm. Tabelle 3.11 listet die Versuchsparameter auf.

Der Binder ist ein langkettiges Epoxidharz, das mit dem Härter reagieren kann. Für die Messungen ist die Dispergierung des Binders daher lediglich im Harz sinnvoll. Eine gute Dispergierung des schwer löslichen Binders ist unerlässlich, so dass eine lange Einarbeitungszeit notwendig ist. Zu diesem Zweck wird eine Menge an Binder in das Harz gegeben, die einem Bindergehalt entspricht, der 0,5 bzw. 2 Gew.-% Binder bezogen auf das Flächengewicht des Standardlagenaufbaus zur Erzielung von 41 % Faservolumengehalt entspricht. Das Harz-Bindergemisch wird bei 60 °C für 72 Stunden gerührt. Nach dieser Zeit sind keine individuellen Binderpartikel mehr im Harz sichtbar.

Tabelle 3.11: Parameter der Viskositätsmessungen am Injektionsharzsystem und dem Messfluid; konstante Parameter: Geometrie: 60 mm Platte/Platte, Spalt: 0,1 mm, Scherrate: 10 1/s

Getestetes Material	Art des Experimentes	Temperatur in °C
Harz + Härter (+ Binder)	Temperaturrampe	(5)10–40
Härter (+ Binder)	Temperaturrampe	(5)10–40
Harz + Härter (+ Binder)	Isotherm	25, 40
Silikonöl	Temperaturrampe	10–40

Simulation der Permeabilität

Das Ziel dieser Untersuchungen ist es, eine Methode zu entwickeln, mit der in einfacher Art und Weise die variierenden Geometriemerkmale der Verstärkungshalbzeuge beschrieben werden können. Die entscheidende Neuerung ist, dass dabei auf einen Einheitszellenansatz verzichtet und stattdessen eine reale Fließkanalgeometrie für den Einsatz in der Simulation modelliert wird.

Zunächst erfolgt die Probenherstellung. Dazu wird die Preform mit den gewünschten Randbedingungen (z. B. Stapelfolge, Faservolumengehalt, etc.) in einem RTM-Verfahren imprägniert. Aus der Platte werden Proben senkrecht zur Fließrichtung entnommen und für einen Mikroschliff präpariert.

Mit Hilfe eines Mikroskops werden Bildausschnitte aufgenommen und in einem Bildbearbeitungsprogramm (Photoshop CS6) zu Panoramen zusammengefügt. Dort werden auch eventuell notwendige Perspektivkorrekturen durchgeführt. Die Panoramen werden als Skizzenbild in ein CAD-Programm (Solid Works 2008) importiert. Da die Panoramen die gesamte Dicke der Probenplatte erfassen, kann das Bild auf die gemessene Dicke der Platten skaliert werden und liegt somit in korrekten Längeneinheiten vor. Die sichtbaren Umrisse der Rovings werden in dem CAD-Programm nachgezeichnet und zu einem Volumenmodell mit einer Länge von 1 mm extrudiert.

Das Volumenmodell wird dem Simulationsprogramm (Comsol Multiphysics 4.3) über die in Comsol integrierte CAD-Schnittstelle übergeben. Im Modul „Free and Porous Media Flow“ werden drei Domänen erstellt. Die Makrofließkanäle, in denen freie Strömung stattfindet und die Rovings, die als poröses Medium betrachtet werden, so dass die Strömung nach Darcy beschrieben wird. Die Rovings unterteilen sich in die normal zur Schnittebene und die in der Schnittebene verlaufenden Anteile. Die Permeabilität innerhalb der Rovings wird aus dem Gebart-Modell abgeleitet. Darin wird der in den Rovings vorhandene Faservolumengehalt als Eingangsgröße benötigt. Verschiedene Methoden für dessen

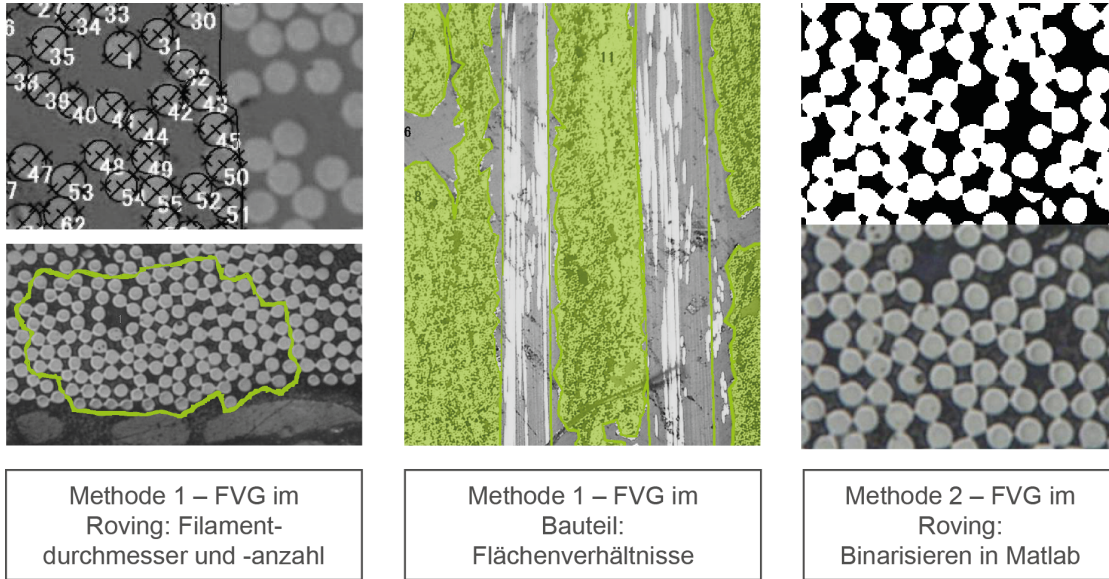


Abbildung 3.13: Vorgehen bei der Ermittlung des Faservolumengehaltes nach Tabelle 3.12

Bestimmung werden auf ihre Anwendbarkeit überprüft (Tabelle 3.12, Abbildung 3.13). Im Modell wird eine Druckdifferenz von Einlass zu Auslass festgelegt, die auf die im Modell viel kürzere Fließlänge angepasst ist und dem Druckgradienten von 1 bar am Ende der Messung entspricht. Dadurch werden vergleichbare Reynoldszahlen erreicht. Die Fluidparameter werden aus Tabelle 3.2 entnommen.

Der Faservolumengehalt in den Rovings ist abhängig vom Bauteilfaservolumengehalt und wird nach Methode 3 aus Tabelle 3.12 bestimmt. Die Gründe hierfür werden in Abschnitt 4.2.3 ausführlich diskutiert. Mit dem so ermittelten Faservolumengehalt wird die Permeabilität der Rovings nach Gebart [85] errechnet:

$$K_{longitudinal} = \frac{8R^2}{c} \frac{(1 - \varphi_f)^3}{\varphi_f^2} \quad (3.2)$$

$$K_{transversal} = C_1 \left(\sqrt{\frac{\varphi_{fmax}}{\varphi_f}} - 1 \right)^{5/2} R^2 \quad (3.3)$$

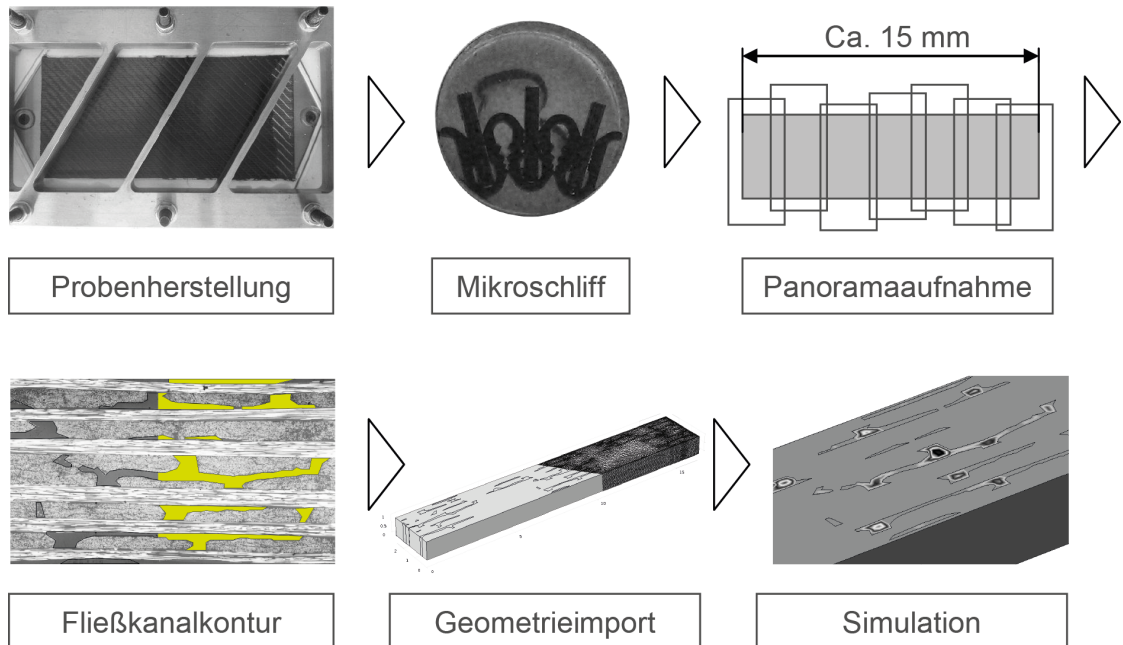


Abbildung 3.14: Vorgehen bei der Simulation einer realen Geometrie

Für die Ergebnisauswertung wird der vom Simulationsprogramm errechnete Volumenstrom über die Querschnittsfläche integriert und die Permeabilität nach Formel 2.15 errechnet. Abbildung 3.14 fasst das Vorgehen zusammen.

Somit ist unabhängig von den während der Probenherstellung ablaufenden Deformationsmechanismen im Verstärkungshalbzeug sichergestellt, dass Abweichungen von der Einheitszelligeometrie in das Modell übernommen werden. Dieses Vorgehen beruht auf der Annahme, dass bei einer ausreichend großen Stichprobe sämtliche Geometriemerkmale in repräsentativem Umfang erfasst werden. Von Vorteil in diesem Verfahren ist die Möglichkeit, die Permeabilität ohne eine entsprechende Messanlage zu bestimmen. Nachteilig ist, dass erst Proben angefertigt werden müssen bevor die Permeabilität bekannt ist.

Ein ähnliches Verfahren wird in [55] beschrieben. Dort werden ebenfalls Schliffe angefertigt, um die Fließkanalgeometrie zu ermitteln. Allerdings wird lediglich eine Einheitszelle eines Gewebes analysiert. Die Geometrie der Einheitszelle wird zwar durch mehrere Schliffe in verschiedenen Ebenen auch in der Tiefe erfasst, die Kontur wird aber nur an wenigen Punkten über dem Querschnitt ausgewertet. Dies ist insofern nachteilig, als dass

Tabelle 3.12: Überprüfte Methoden zur Bestimmung des FVG im Roving

Me- thode	Vorgehen	FVG im Roving	FVG im Bauteil
1	Mikroschliff/ Mikroskop/ Bildauswertung	Der Durchmesser der Filamente wird an 200 Filamenten ermittelt. Daraus ergibt sich eine durchschnittliche Filamentfläche. Die Gesamtfläche der in zufällig gewählten Bildausschnitten enthaltenen Filamente wird ins Verhältnis gesetzt zur Fläche dieser Bildausschnitte. Die Gesamtfläche der Filamente ergibt sich als Produkt aus deren Anzahl und der vorher bestimmten durchschnittlichen Filamentfläche.	Die Fläche aller normal zur Schliffebene verlaufenden Rovings wird bestimmt. Es ergibt sich ein Rovingvolumengehalt. Dieser wird mit dem Faservolumengehalt im Roving multipliziert. Es folgt der Bauteilfaservolumengehalt.
2	Mikroschliff/ Mikroskop/ Bildauswertung	Zwei Rovings werden vollständig photographiert. Die Bilder werden in Matlab binarisiert. Das Verhältnis der weißen Pixel zu allen Pixeln liefert den FVG im Roving.	wie Methode 1
3	nasschemische Bestimmung	Der FVG im Bauteil wird durch den Rovingvolumengehalt (aus Methode 1) geteilt.	nasschemisch
4	entsprechend Formel 3.1	wie Methode 3	Formel 3.1

Tabelle 3.13: Numerische Werte der Parameter aus den Formeln 3.2 und 3.3 (nach [85])

Faseranordnung	C_1	$\varphi_{f \max}$	c
tetragonal	$\frac{16}{9\pi\sqrt{2}}$	$\frac{\pi}{4}$	57
hexagonal	$\frac{16}{9\pi\sqrt{6}}$	$\frac{\pi}{2\sqrt{3}}$	53

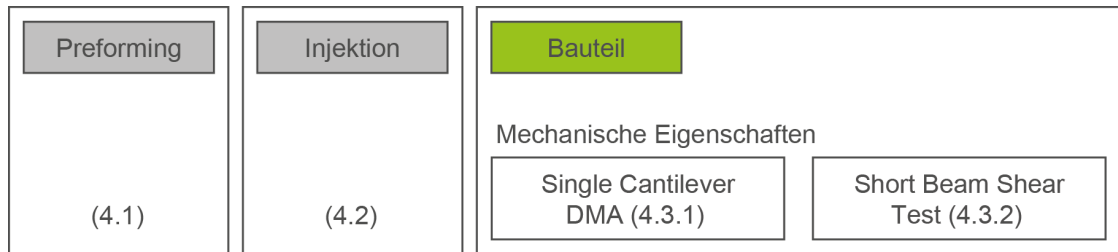


Abbildung 3.15: Vorgehen bei der Ermittlung des Einflusses von Binder auf das Bauteil

weder die Abweichung der Geometrie der einen erfassten Einheitszelle vom Durchschnitt aller anderen Einheitszellen noch die mögliche Deformation der untersuchten Einheitszelle untersucht werden kann.

Das hier vorgestellte Verfahren erfasst sämtliche Geometrieinformationen über dem betrachteten Querschnitt. Interpolationen der (Einheitszellen-)Geometrie sind somit nicht notwendig. Darüber hinaus verzichtet es auf die explizite Analyse der Tiefeninformation, da davon ausgegangen wird, dass sämtliche möglichen Variationen in dem untersuchten Querschnitt bereits erfasst sind. Diese weitreichende, in der Auswertung zu berücksichtigende Annahme bietet den Vorteil, dass sich die Prozedur von mehrmaligem Schleifen, Polieren und Auswerten auf eine einmalige Analyse stark vereinfacht.

3.2.3 Bauteil

Die Bestimmung des Einflusses von Binder auf die mechanischen Eigenschaften von Faserverbundbauteilen erfolgt anhand von zwei Versuchen. Es werden dynamisch mechanische Analysen (DMA) sowie Scherversuche am kurzen Biegebalken (Short Beam Shear Test, SBST) durchgeführt (Abbildung 3.15).

Da der Binder zwischen zwei Verstärkungslagen aufgetragen wird, ist davon auszugehen, dass hauptsächlich Zwischenschichteigenschaften von einem eventuellen Einfluss betroffen sind. Aus diesem Grund wird die interlaminare Scherfestigkeit (Interlaminar Shear Strength, ILSS) mit Hilfe des SBST nach DIN EN ISO 14130 [1] ermittelt.

Weitere mechanische Eigenschaften der Proben werden mit Hilfe einer dynamisch mechanischen Analyse (DMA) gewonnen. Speicher- und Verlustmodul sowie die Phasenverschiebung zwischen ihnen, $\tan \delta$, werden ermittelt. Aus diesen Daten kann die Glasübergangstemperatur nach drei verschiedenen Methoden ermittelt werden. Da in der Literatur oft nur einer dieser Werte angegeben wird, werden zum Vergleich die Ergebnisse aus allen drei Methoden vorgestellt. Zum einen wird der Glasübergang aus der Temperatur am Wendepunkt des Speichermoduls bestimmt. Zum anderen wird die Temperatur beim

Tabelle 3.14: Auflistung der Methoden zur Bestimmung des Glasübergangs

Bezeichnung	Methode	Wert
$T_{g\ 1}$	Wendepunkt	Speichermodul G'
$T_{g\ 2}$	Maximum	Verlustmodul G''
$T_{g\ 3}$	Maximum	$\tan \delta$

Tabelle 3.15: Versuchsparameter bei der Plattenherstellung für mechanische Tests

Platten- nummer	Binder- gehalt in Gew.-%	Binderpartikel- größenfraktion in μm	Binderaktivierungs- temperatur in $^{\circ}\text{C}$	Aktivierungs- dauer in s
Mech-1	0	-	-	-
Mech-2	2	$x < 100$	90	60
Mech-3	2	$x < 100$	90	60
Mech-4	2	$x < 100$	90	1800
Mech-5	2	$x < 100$	90	1800
Mech-6	2	$x < 100$	130	60
Mech-7	2	$x < 100$	130	1800
Mech-8	2	$x < 63$	90	60
Mech-9	2	$160 < x < 200$	90	60
Mech-10	10	$x < 100$	90	60

Maximum des Verlustmoduls und des $\tan \delta$ verwendet (Tabelle 3.14).

Die Bauteiltests finden an Platten statt, die in einem Vacuum-Assisted-RTM-Verfahren (VA-RTM) hergestellt werden, das im Folgenden beschrieben wird. Es wird eine symmetrische Anordnung des Verstärkungshalbzeugs gewählt (S37CX: $[0,90]_{3s}$). Tabelle 3.15 listet die Versuchsparameter auf, die bei der Herstellung der jeweiligen Preforms zur Anwendung kommen.

Die Abstandhalterdicke beträgt 2,5 mm, was zu einem Faservolumengehalt von 41 % führt. Als Injektionsharz wird RIM 135 eingesetzt, das nach dem Anmischen für 15 min bei 0,05 bar entlüftet wird. Der Versuchsaufbau ähnelt prinzipiell dem der Permeabilitätsmessung. Die Injektion erfolgt mit 2 bar Überdruck am Einlass und 0,05 bar Absolutdruck am Auslass. Nach der vollständigen Tränkung der Preform wird der Auslass verschlossen und der Überdruck beibehalten. Dadurch kommt es zu einer Nachdruckphase, die den Schwund verringert. Darüber hinaus wird die Porenbildung reduziert, weil ein Großteil des eingeschlossenen Gasvolumens evakuiert wird und der verbleibende Rest durch den

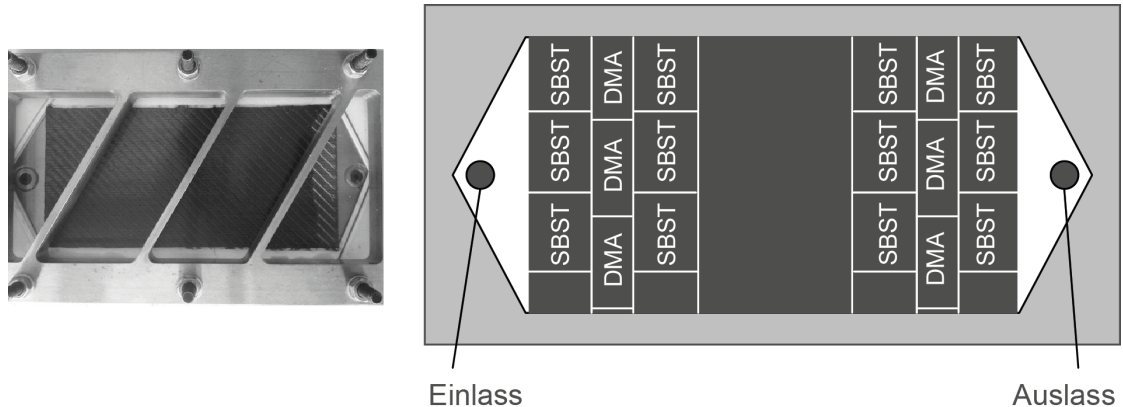


Abbildung 3.16: Photo der Herstellung einer faserverstärkten Platte (links) und schematische Darstellung ihrer Aufteilung in einzelne Probenabschnitte (rechts)

Überdruck auf ein kleines Volumen komprimiert wird.

Im Anschluss an die Injektion wird die Platte in der Form für 12 h bei 60 °C und nach der Entformung weitere 8 h bei 100 °C getempert. Die vollständig ausgehärtete Platte wird auf einer Laborkreissäge mit einem Diamantsägeblatt unter intensiver Kühlung in die benötigten Probekörper zersägt (Abbildung 3.16).

Die DMA-Reinharzproben (mit und ohne Binder) werden abweichend zu diesem Verfahren in einer speziellen Kunststoffschablone hergestellt. Sie weist eine Dicke von 2,5 mm und 3 Kavitäten (200 mm x 10 mm) auf, deren Anfang und Ende untereinander mit einem Verteilerkanal verbunden sind. Die Schablone wird anstelle der Abstandhalter zwischen die Stahl- und Glasplatte des Werkzeuges gelegt. Das Harz füllt die Kavitäten und wird zunächst bei Raumtemperatur und unter Nachdruck (2 bar) bis über den Gelpunkt ausgehärtet. Erst im Anschluss erfolgt die geschilderte Temperaturbehandlung.

Die vollständig ausgehärteten Teile sind endkonturnah gefertigt und müssen lediglich an den Stirnseiten auf die gewünschte Länge von 30 mm gesägt werden. Die Flanken entlang des Messbereichs werden nicht nachgearbeitet, so dass eventuelle Temperatureinflüsse aus dem Bearbeitungsschritt auf die Messergebnisse ausgeschlossen werden können. Aufgrund der fehlenden Faserverstärkung ist dieses Vorgehen hier möglich. Bei den verstärkten Proben wird durch Kühlung während des Sägens versucht, diesem Ideal möglichst nahe zu kommen. Für die Proben, die einen Binderanteil enthalten, wird ein speziell vorbereitetes Harz verwendet. Dazu wird das Referenzbindersystem EPR 5390 in dem Epoxidharz RIM 135 gelöst. Da der Binder mit dem Härter reagiert, wird der Binder in der Harzkomponente gelöst. Die benötigte Menge wird bei 60 °C für 72 h in das Harz

eingeführt.

Die Probekörper für die Ermittlung der ILSS haben die Abmessungen 25 mm x 12,5 mm x 2,5 mm. Die Stützweite beträgt 12,5 mm. Es werden sechs Proben jeweils am Einlass sowie am Auslass der Platte entnommen und auf einer Universalprüfmaschine (Zwick/Roell BZ100/TL3A) getestet. Die Probekörperabmessungen für die DMA betragen 30 mm x 10 mm x 2,5 mm. Jeweils drei Proben von Ein- und Auslass werden bei 1, 10, und 100 Hz Prüffrequenz getestet. Der betrachtete Temperaturbereich erstreckt sich von Raumtemperatur bis 180 °C mit einer Heiz-/Kühlrate von 10 K/min.

Der SBST ist ein Verfahren mit sehr geringem Aufwand (Vorbereitung, Durchführung, Probengröße), allerdings auch nur geringer Aussagekraft. Für grundlegende Untersuchungen bzw. auslegungsrelevante Werte sollte anderen Tests der Vorzug gegeben werden (z. B. G_{1c} , Iosipescu, V-notched Rail). Da der Schwerpunkt dieser Arbeit auf den beiden Schritten Preforming und Injektion liegt, erscheint der Einsatz von SBST für eine Vergleichsstudie dennoch gerechtfertigt und für das Ziel der Untersuchungen angemessen.

Eventuelle Beeinflussungen der thermomechanischen Eigenschaften können mit Hilfe eines Single-Cantilever Versuchs in der dynamisch mechanischen Analyse (DMA) ermittelt werden. Da verschiedene Binderchemien zum Einsatz kommen, kann die Netzwerk-bildung des Matrixharzes durch den Bindereinsatz gestört werden. Das würde sich z. B. in einer T_g -Verschiebung äußern, für deren Bestimmung die DMA eine sehr empfindliche Methode ist.

4 Ergebnisse und Diskussion

4.1 Preforming

Im folgenden Abschnitt werden für den Einsatz von Binder typische Anwendungsszenarien in instrumentierten Tests nachgestellt. Mit Hilfe der Thermoanalyse (TGA, DSC, Rheologie) werden Erkenntnisse zum Binderverhalten während der Aktivierung gewonnen. Die mechanische Untersuchung des bebinderten Verstärkungshalbzeugs (Schäl-, Biege-, Kompaktierungstest) ermöglicht Aussagen zum Binder- sowie Preformverhalten. Diese Arbeiten führen zu einem sehr umfangreichen Verständnis von der Interaktion des Binders mit dem Verstärkungshalbzeug unter verschiedenen Verarbeitungsbedingungen.

4.1.1 Bindercharakterisierung

Thermoanalyse

Für die Beschreibung der mechanisch-physikalisch begründeten Einflüsse der Binder auf die Preform und das Preforming ist insbesondere ihr temperaturabhängiges Verhalten von Interesse. Es beschreibt die Einsatzgrenzen des Binders (thermischer Abbau, Schmelztemperatur) sowie sein Verhalten innerhalb des Prozessfensters (Viskosität). Weitere physikochemische Einflüsse, wie z. B. die Reaktionskinetik unter dem Einfluss von Binder, könnten zwar auch mit Hilfe der Thermoanalyse untersucht werden, sind aber nicht der Fokus dieser Arbeit.

- TGA

Die verschiedenen Bindertypen zeigen aufgrund ihrer jeweiligen chemischen Zusammensetzung ein entsprechend verschiedenes thermisches Abbauverhalten an Luft (Abbildung 4.1). Die Pulverbinder LL2319 A9132 sowie A9133 zeigen ähnliche Kurvenverläufe, was auf deren ähnlichen chemischen Aufbau nach Stoff und Menge schließen lässt. Das gleiche gilt für die Binder EPR 5390 sowie EPR 5311. Interessanterweise gleicht das Abbauverhalten des Phenoxyharzes des Binders PKHP dem der beiden genannten Epoxidbinder, während sich das Epoxidharz AM4055R von ihnen unterscheidet.

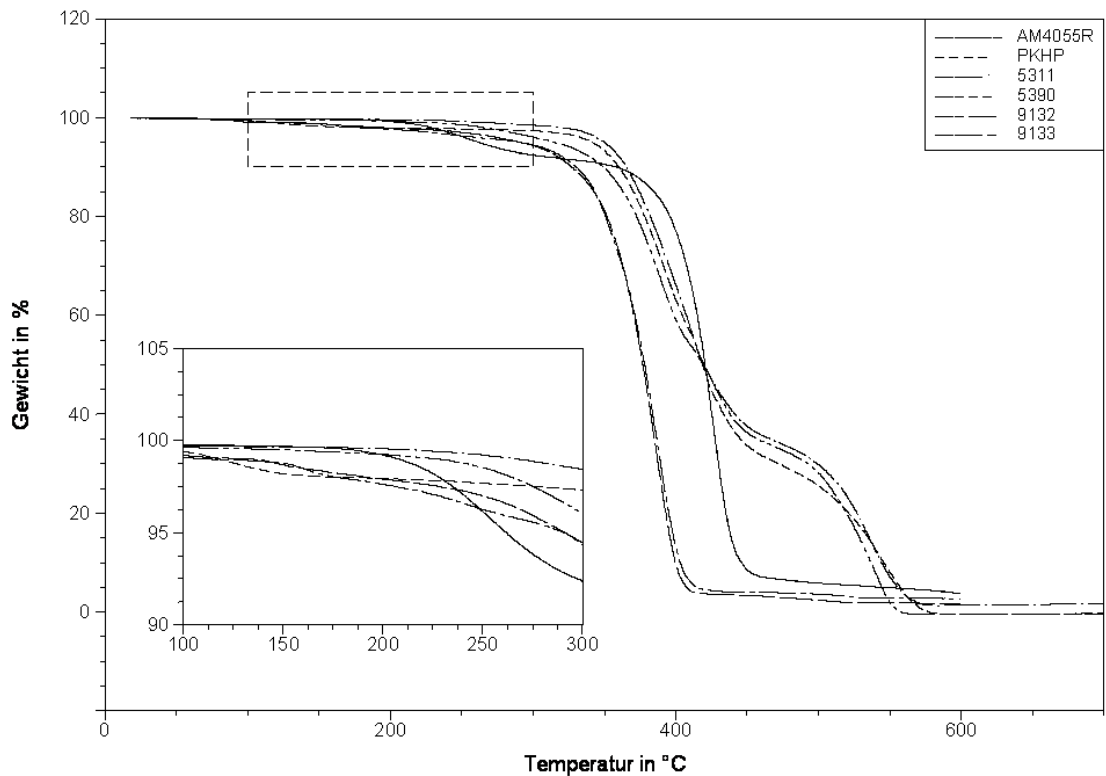


Abbildung 4.1: TGA-Kurvenverläufe der Pulverbinder

Die untersuchten Vliesbinder (Abbildung 4.2) bestehen hauptsächlich aus Polyamid. Sie weisen ähnliche Kurvenverläufe auf. Die Unregelmäßigkeiten bei Temperaturen zwischen 50 und 150 °C werden auf die Vliesstruktur und damit verbundene Probleme während des Aufschmelzens zurückgeführt.

Für die Pulverbinder können erste Abbauerscheinungen ab ca. 150 °C festgestellt werden. Die höchsten Masseverluste bei niedriger Temperatur treten für AM4055R bereits bei ca. 250 °C auf. Die anderen Pulverbinder degradieren ab ca. 300 °C ebenfalls sehr stark. Der deutliche Abbau der Polyamidvliesbinder setzt bei ca. 350 °C ein. Tabelle 4.1 fasst die Temperaturen zusammen, bei denen nur noch 95 % des ursprünglichen Probengewichtes vorhanden sind und daher von einer beginnenden Materialdegradation ausgegangen werden kann.

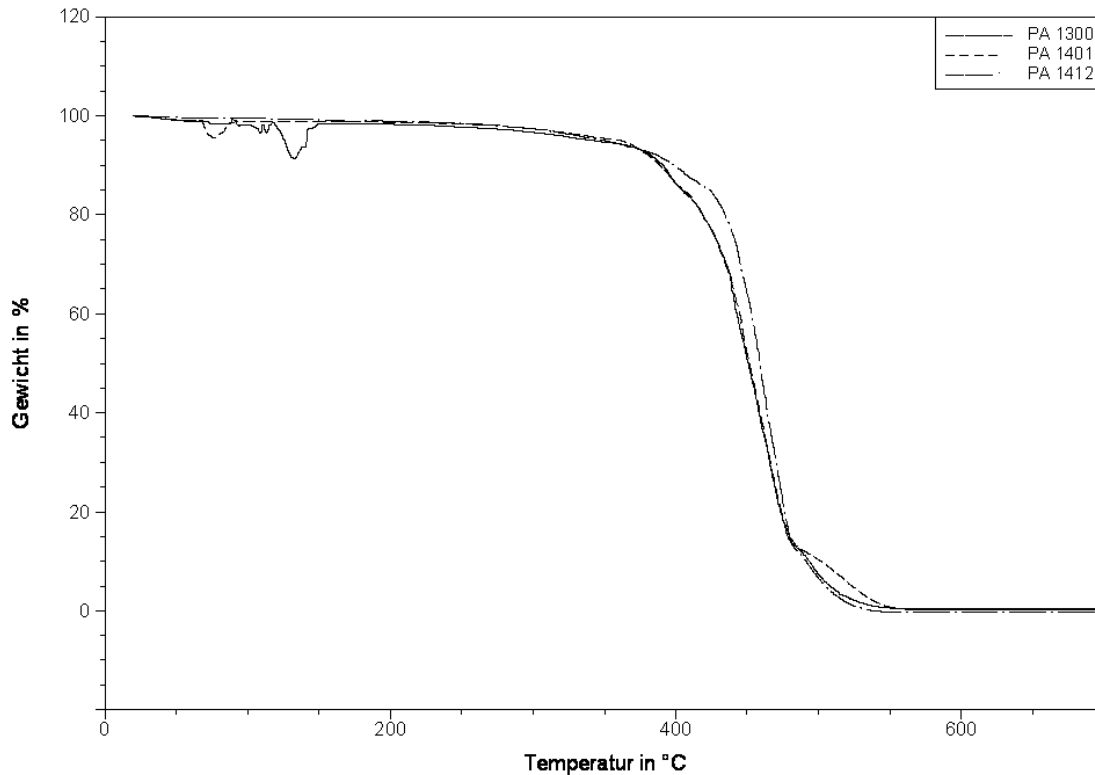


Abbildung 4.2: TGA-Kurvenverläufe der Vliesbinder

- DSC

Die DSC-Messungen verdeutlichen die teilweise sehr verschiedenen Eigenschaften der untersuchten Binder. Bis auf A9133 sind alle Binder thermoplastisch und besitzen daher einen Schmelzbereich mit dazugehörigem Schmelzpeak. Dieser Wert (T_m) wird in Tabelle 4.1 angegeben. Er ist maßgeblich für die Nutzung des Binders. Interessant ist der deutliche Unterschied zwischen den Ergebnissen der DSC-Messungen und den Herstellerangaben zum Schmelzbereich. Da keine genauen Angaben zur Ermittlung dieser Werte gemacht werden, ist ein aussagekräftiger Vergleich nicht möglich.

Unabhängig davon zeigen sich verschiedene andere binderspezifische Besonderheiten, von denen hier nur einige kurz erläutert werden können. EPR 5390 zum Beispiel

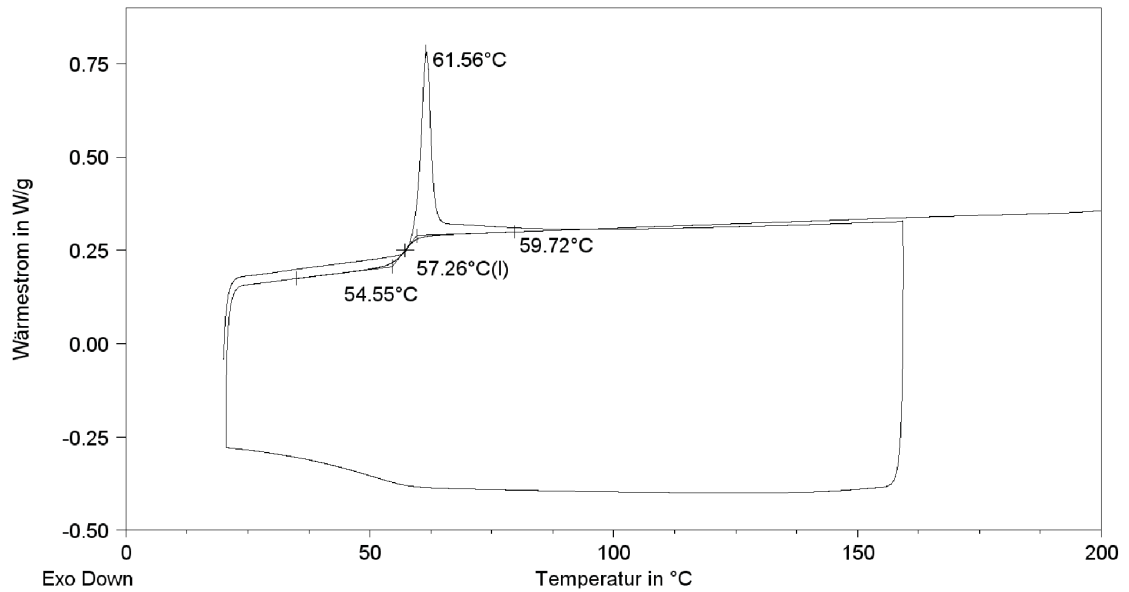


Abbildung 4.3: DSC Messergebnis EPR 5390

besitzt während des ersten Aufheizens einen ausgeprägten Schmelzpeak (Abbildung 4.3). Während des Abkühlens tritt jedoch keine ebenso deutliche Rekristallisation auf. Anscheinend ist der Abkühlvorgang zu schnell, als dass der Rekristallisationsvorgang ablaufen könnte. Die Schmelze ist unterkühlt. Der im ersten Heizvorgang durch den Schmelzpeak überlagerte Glasübergang wird im zweiten Heizzyklus deutlich sichtbar. Für EPR 5311 sowie AM4055R wird ein ähnliches Verhalten festgestellt. Die chemische Zusammensetzung von A9132 und A9133 ist sehr komplex, weswegen sich für diese Binder auch sehr vielschichtige DSC-Kurven mit mehreren Glasübergängen, breiten Schmelzpeaks und Reaktionspeaks ergeben, auf die hier jedoch nicht gesondert eingegangen wird.

PA 1401 weist im ersten Heizen zwei relativ breite Schmelzpeaks auf (Abbildung 4.4). Im Abkühlvorgang jedoch sind korrespondierende Rekristallisationspeaks nicht sichtbar. Erneut liegt eine unterkühlte Schmelze vor. Im zweiten Aufheizvorgang fehlen dementsprechend die Schmelzpeaks. Stattdessen ist wegen des amorphen Materialcharakters ein Glasübergang vorhanden, der auch bereits im Abkühlvorgang zu Tage tritt.

Die DSC-Messungen für PKHP schließlich zeigen hauptsächlich Charakteristika ei-

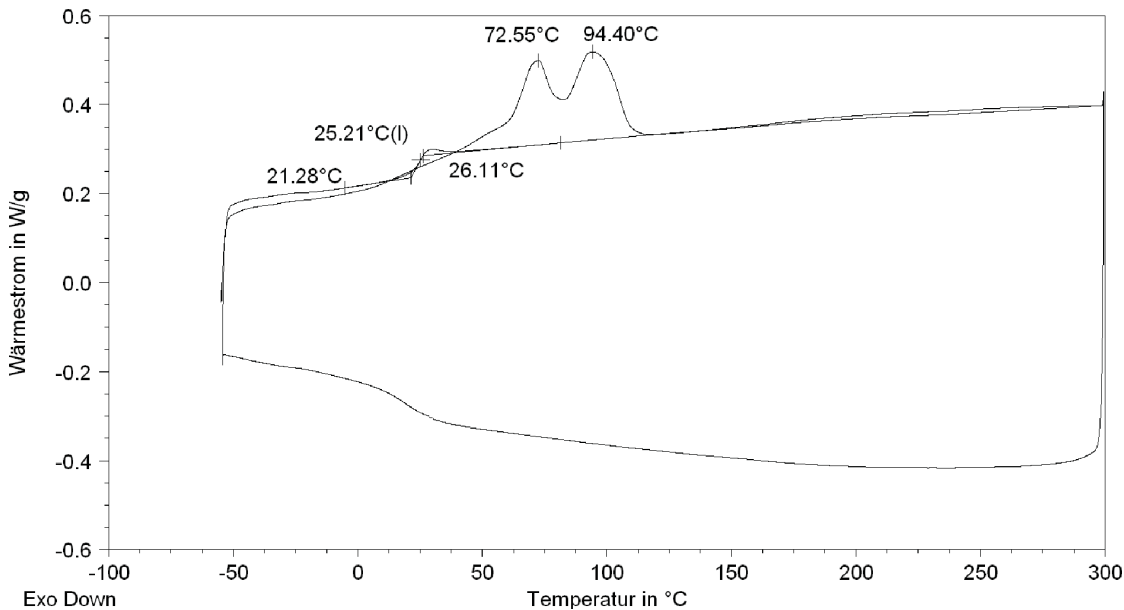


Abbildung 4.4: DSC Messergebnis PA1401

nes amorphen Materials. Sowohl im Aufheiz- als auch im Abkühlvorgang dominiert jeweils ein T_g -Übergang den Kurvenverlauf (Abbildung 4.5).

Für die nicht genannten Binder sind weitere spezifische Charakteristika feststellbar, die allerdings keinen entscheidenden Einfluss auf die Einsatzgrenzen des Materials haben. Durch die TGA und DSC-Messungen liegen nun die oberen und unteren Temperaturgrenzen fest. Innerhalb dieses Intervalls trägt die Rheologie zur weiteren Aufklärung des Materialverhaltens bei.

- Rheologie

Die dynamische Viskosität der untersuchten Binder hängt stark von der Temperatur ab. So deckt der Viskositätsbereich des EPR 5390 sowie des EPR 5311 mehr als sechs Größenordnungen zwischen den Messgrenzen ab (Abbildung 4.6). Der Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten ist daher als sehr ausgeprägt zu erwarten. Die Viskosität der beiden Binder A9132 sowie PKHP ist ebenfalls stark von der Temperatur abhängig, wenn auch in etwas geringerem Ausmaß. Die jeweiligen Viskositäten für die gewählten Binderaktivierungstemperaturen werden in Tabelle 4.1 aufgelistet.

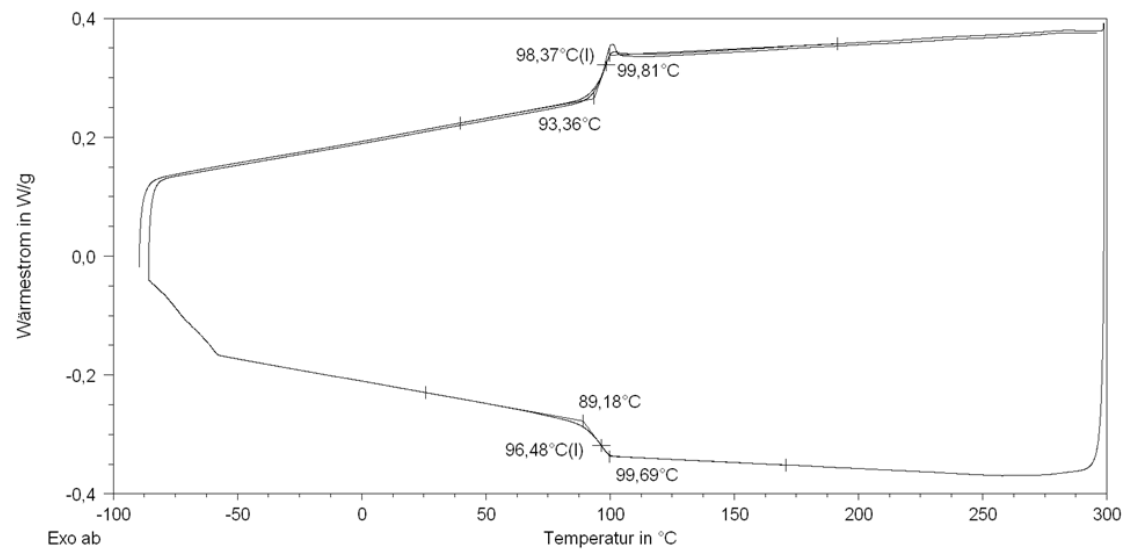


Abbildung 4.5: DSC Messergebnis PKHP

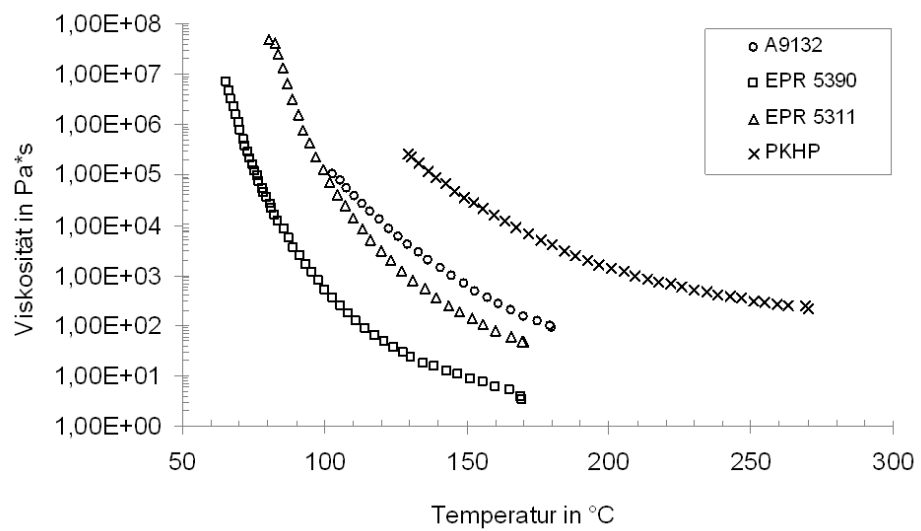


Abbildung 4.6: Dynamische Viskosität ausgewählter Pulverbinder

Tabelle 4.1: Zusammenfassung der Ergebnisse der Thermoanalyse (* - Herstellerangabe)

Kurzbe- zeichnung	T _{95%} (TGA)	T _m (DSC)	Schmelzbereich Erweichungs- punkt in °C	Gewählte Aktivierungs- temperatur in °C	Viskosität bei Aktivierungs- temperatur in Pa·s
	in °C	in °C			
EPR5390	314	61,5	90 ±15 *	90	3060
PKHP	341	n/a	-	140	83852
EPR5311	349	75,1	102 ±5 *	90	14133
AM4055R	261	60,6	96 ±6 *	90	-
LL2319	292	67,1	140 *	160	295
A9132					
LL2319	290	reaktiv	140 *	160	-
A9133					
PA 1300	342	56,0/ 71,2/ 132,6	125–135 *	135	-
PA 1401	362	71,6 / 95,9	85–98 *	120	-
PA 1412	350	176,8	170–183 *	193	-
Do253B	-	73,9 / 131,0	125-135 *	135	-

Optische Methoden

Mit Hilfe der optischen Charakterisierungsmethoden lässt sich die Bindermorphologie schnell erfassen. Dieses Wissen ist essentiell für die Bewertung der Einflüsse, die der Binder wegen geometrischer Effekte auf die Preformeigenschaften hat. Es werden licht- und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen sowie Partikelgrößenmessungen durchgeführt.

- Lichtmikroskop

Die Pulverbinder EPR 5390, EPR 5311, AM4055R sowie PKHP besitzen eine scharfkantige, granulare Form, wohingegen A9132 und A9133 eine Kugelform aufweisen (Abbildung 4.7). Die scharfkantigen Partikel verhaken und verzahnen mit der Halbzeugoberfläche, die kugelförmigen Partikel können nicht auf diese Art mit dem Verstärkungstextil interagieren. Die erstgenannten Bindertypen verbleiben nach der Applizierung daher auf der Halbzeugoberfläche. Die kugelförmigen Binder hingegen können während der Transport- und Handhabungsvorgänge der Preform tiefer in die Struktur des Verstärkungshalbzeugs eindringen.

Der unregelmäßige Aufbau der Vliesbinder wird in den Aufnahmen deutlich. Die einzelnen Fäden kreuzen sich vielfach, weisen allerdings nicht an jeder Kreuzung eine Verbindung auf. Die höhere Flächendichte von Do253B gegenüber den anderen Vliesbindern ist ebenfalls offensichtlich.

- Rasterelektronenmikroskop

Der Bedeckungsgrad der Halbzeugoberfläche erhöht sich mit wachsendem Bindergehalt (Abbildung 4.8). Für EPR 5390 sind bis 3 Gew.-% Bindergehalt kaum Kontakte zwischen den einzelnen Partikeln vorhanden. Ab 4 Gew.-% sind vereinzelt Agglomerate sichtbar. Bei 5 Gew.-% ist die Mehrzahl der Partikel untereinander verbunden. Bei 10 Gew.-% Bindergehalt ist nahezu die gesamte Halbzeugoberfläche mit Binder bedeckt und es bildet sich eine prägnante Binderzwischenlage aus. PKHP zeigt ein ähnliches Verhalten, die ersten Partikelkontakte treten jedoch bereits bei 2 Gew.-% auf. Diese prinzipiellen Erkenntnisse werden in [179] für den Bedeckungsgrad abhängig von der Partikelgröße und in [180] abhängig vom Bindergehalt bestätigt.

Für sehr hohe Bindergehalte lässt sich leicht erkennen, dass nicht der gesamte aufgebrachte Binder an der Klebwirkung zwischen zwei Lagen beteiligt ist. So zeigen die Aufnahmen von PKHP bei 5 und 10 Gew.-% Bindergehalt Aufschüttungen von Binderpartikeln in den Rovingzwischenräumen der Decklage. Diese Partikel weisen keine sichtbaren Eindrücke von Filamenten auf. Offenbar füllen sie den Hohlraum, ohne tatsächlich zur Binderwirkung beizutragen.

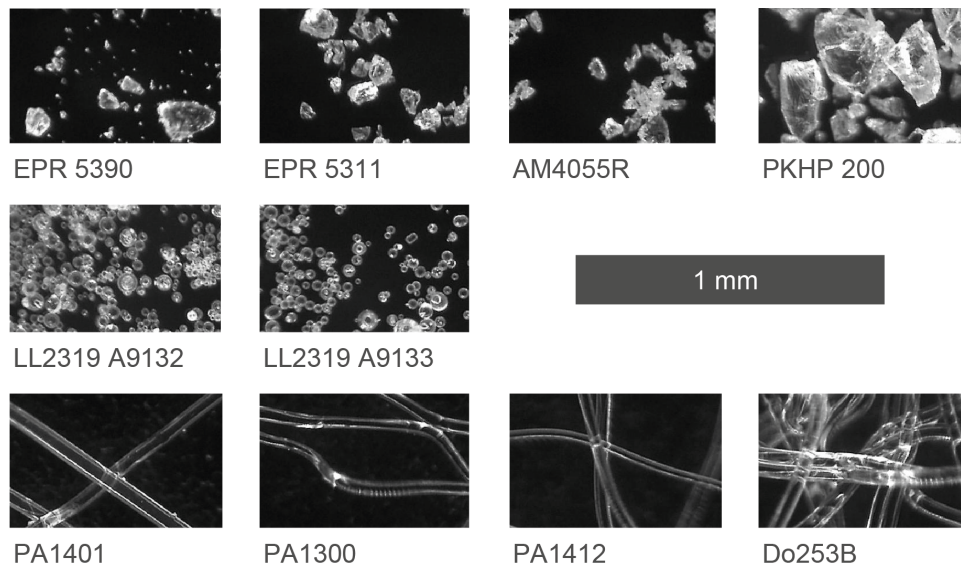


Abbildung 4.7: Lichtmikroskopaufnahmen der eingesetzten Binder

Der Einfluss der Binderaktivierungstemperatur auf das Binderfließverhalten (Abbildung 4.9) und somit auf die Bindermorphologie ist bindertypabhängig. Die Binderpartikelgeometrie ändert sich durch niedrige Aktivierungstemperaturen kaum gegenüber dem Anlieferungszustand (vgl. Abbildungen 4.7). Ihr Äußeres ist scharfkantig und der Binder benetzt die Fasern nicht. Mit steigenden Aktivierungstemperaturen wird eine Verformung der Partikel beobachtet, die auf das Fließen des Binders schließen lässt. Für EPR 5390 formen sich zunächst Tropfen, die den Verstärkungsfaden benetzen (90 °C). Für höhere Aktivierungstemperaturen ist eine starke Verfilmung und Spreitung der Partikel sichtbar (130 °C) bis schließlich der Binder vollständig in die Filamentzwischenräume geflossen ist (160 °C). PKHP zeigt ebenfalls temperaturabhängiges Fließverhalten, allerdings ist der Zusammenhang nicht so stark ausgeprägt wie für EPR 5390. Auch für die höchste getestete Aktivierungstemperatur können nur geringe Binderfließlängen festgestellt werden.

Der Einfluss der Binderaktivierungsdauer auf das Binderfließverhalten (Abbildung 4.10) ist ebenfalls deutlich sichtbar. Kurze Aktivierungsdauern begrenzen die Binderfließlänge. Mit steigenden Aktivierungsdauern ergibt sich eine ähnliche Bindermorphologie wie sie für hohe Aktivierungstemperaturen sichtbar ist. Die Verfilmung

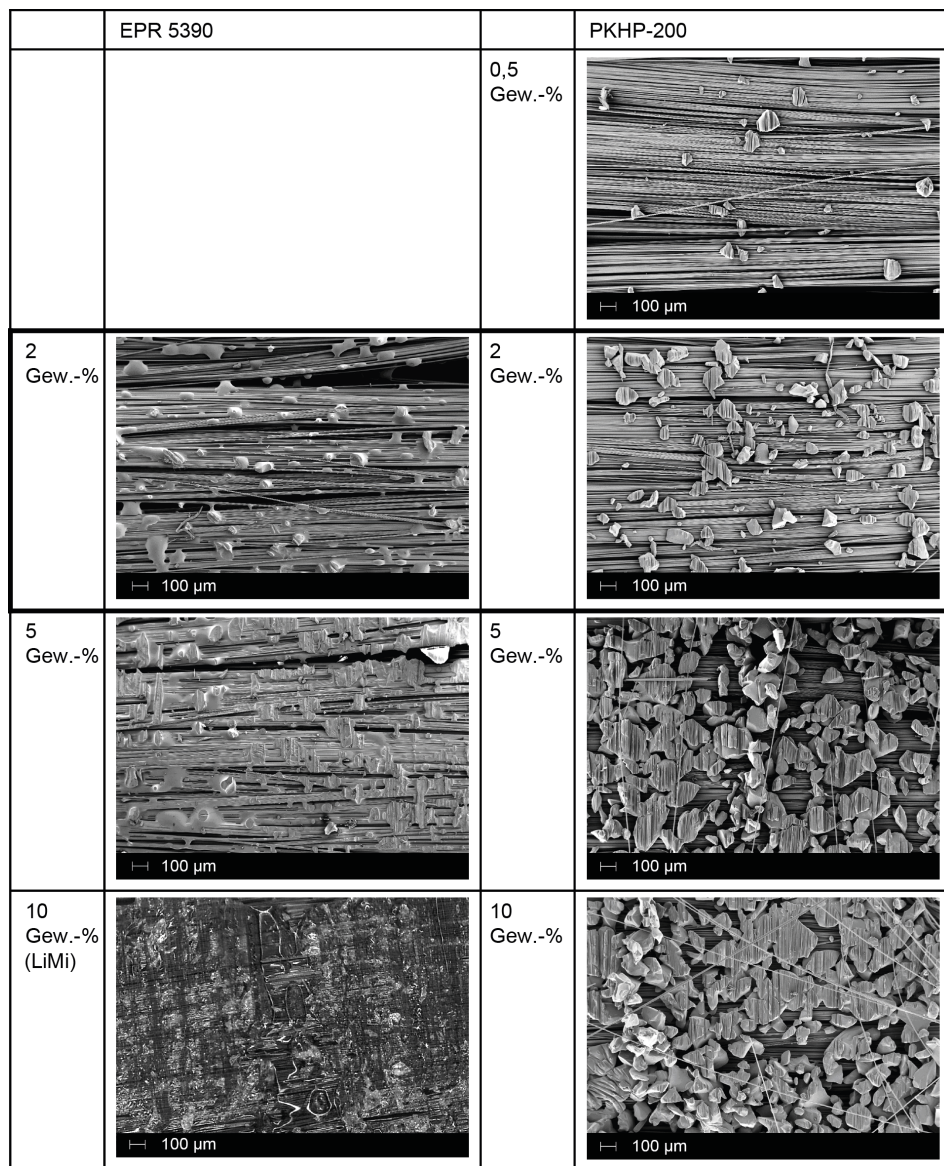


Abbildung 4.8: Rasterelektronenmikroskopaufnahmen von mit EPR 5390 und PKHP bebinderten Verstärkungshalbzeugen nach dem Schältest bei verschiedenen Bindergehalten (ansonsten Standardpreformingparameter)

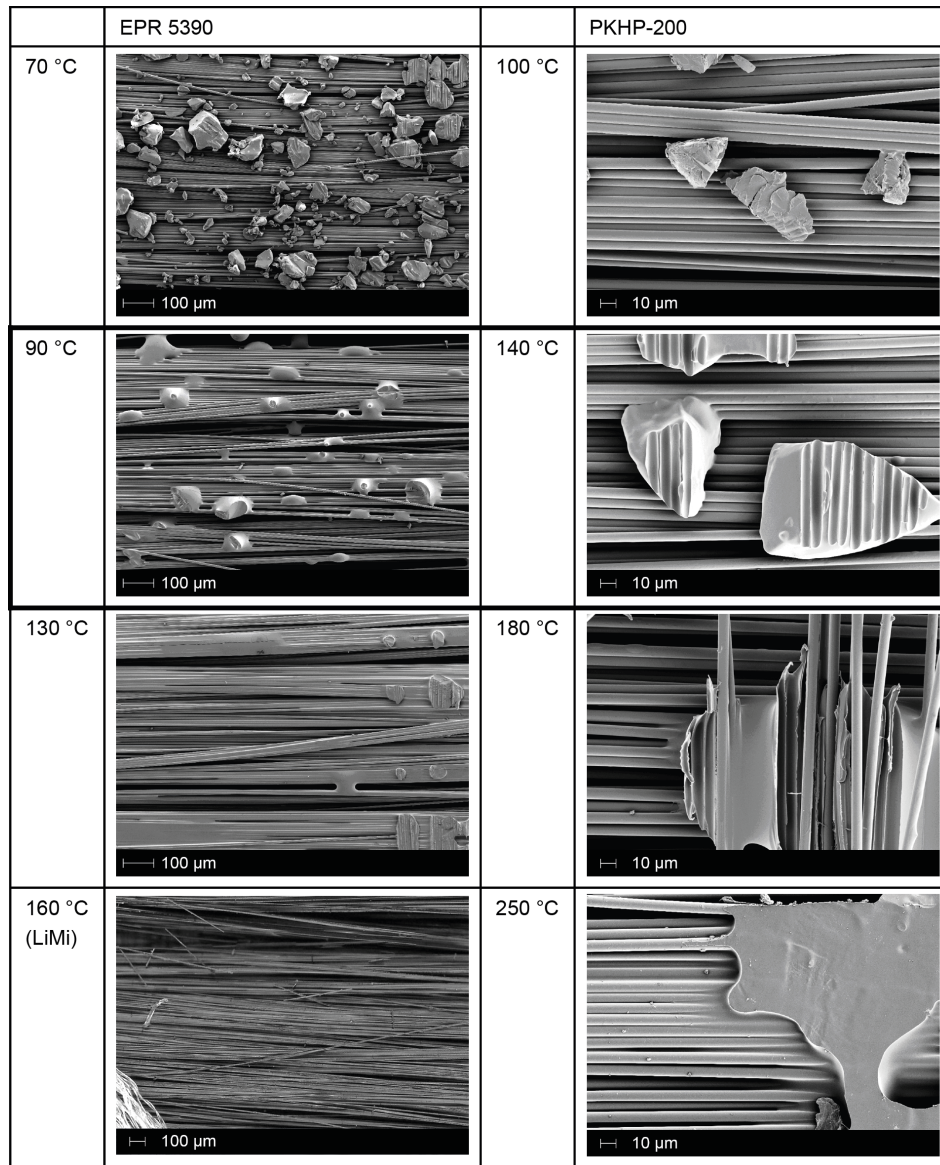


Abbildung 4.9: Rasterelektronenmikroskopaufnahmen von mit EPR 5390 und PKHP bebinderten Verstärkungshalbzeugen nach dem Schältest bei verschiedenen Aktivierungstemperaturen (ansonsten Standardpreformingparameter)

des EPR 5390 für 3600 s ähnelt dem für 130 °C und 60 s erreichten Zustand. Das Fließverhalten von PKHP ist wiederum weniger zeitabhängig als das von EPR 5390. Der Binder fließt aufgrund von Kapillarkräften von seiner initialen Position auf der Halbzeugoberfläche in die Rovings ab. Sobald kein Teil des Partikels mehr auf der freien Oberfläche vorhanden ist, herrscht ein Kräftegleichgewicht und die Fließbewegung in die Tiefe stoppt. Daher ist die Eindringtiefe relativ gering und losgelöste Binderteilchen in der Rovingmitte sind unwahrscheinlich.

Das Eindringen des Binders in die Rovings wird als ein Grund für die an anderer Stelle beobachtete Porenbildung im Laminat diskutiert [180]. Dort wird festgestellt, dass lange Aktivierungsdauern und hohe Aktivierungstemperaturen zu Poren im Roving führen. Allerdings wird die Binderlokalisierung im Roving dafür direkt verantwortlich gemacht, was bei der dokumentierten Position der Poren, welche sich auch im Zentrum der Rovings befinden und nicht nur an deren Oberfläche, unplausibel erscheint. Die vorliegenden Ergebnisse legen eher eine Verfilmung des Binders an der Rovingoberfläche nahe. Eine gehäufte Anzahl von Poren in den Rovings könnte demnach eine Folge von schlechterer Tränkbarkeit der Rovings aufgrund der Versiegelung ihrer Oberfläche sein. Dieser Frage wird an anderer Stelle weiter nachgegangen.

Da das Verstärkungstextil in allen für die REM-Aufnahmen verwendeten Studien einen identischen Aufbau und Faservolumengehalt besitzt und die Kapillardrucke im Mittel daher gleich sind, muss das für die verschiedenen Bindertypen unterschiedliche Fließverhalten ein Ergebnis der jeweiligen Bindereigenschaften sein. Sowohl EPR 5390 als auch PKHP benetzen die Faseroberfläche. Die Oberflächenspannung der Binder ist nicht bekannt. Für andere Epoxidharze liegt sie typischerweise bei ca. 33 mN/m und für Thermoplaste im Bereich von 30–50 mN/m. Die Viskosität der Binder ist deutlich verschieden (vgl. Abschnitt 4.1.1) und wird daher als Hauptursache ausgemacht. Sie sinkt für steigende Temperaturen wodurch in einem gegebenen Zeitfenster längere Binderfließwege möglich sind. EPR 5390 besitzt bei den gewählten Aktivierungsparametern eine niedrigere Viskosität als PKHP was schließlich zu den dargestellten Ergebnissen führt.

In diesen drei REM-Studien wird ebenfalls sichtbar, dass die Anbindung des Binders an die Faser für EPR 5390 hauptsächlich von Adhäsion geprägt ist während die Anbindung von PKHP durch Formschluss auch kohäsive Elemente aufweist. Die Filamente werden in den PKHP-Partikel regelrecht eingebettet. Aufgrund der größeren Partikel sowie der geringeren Fließneigung von PKHP kann der Partikel mehrere Filamente gleichzeitig aufnehmen, sowohl in der Ebene als auch in Dickenrichtung.

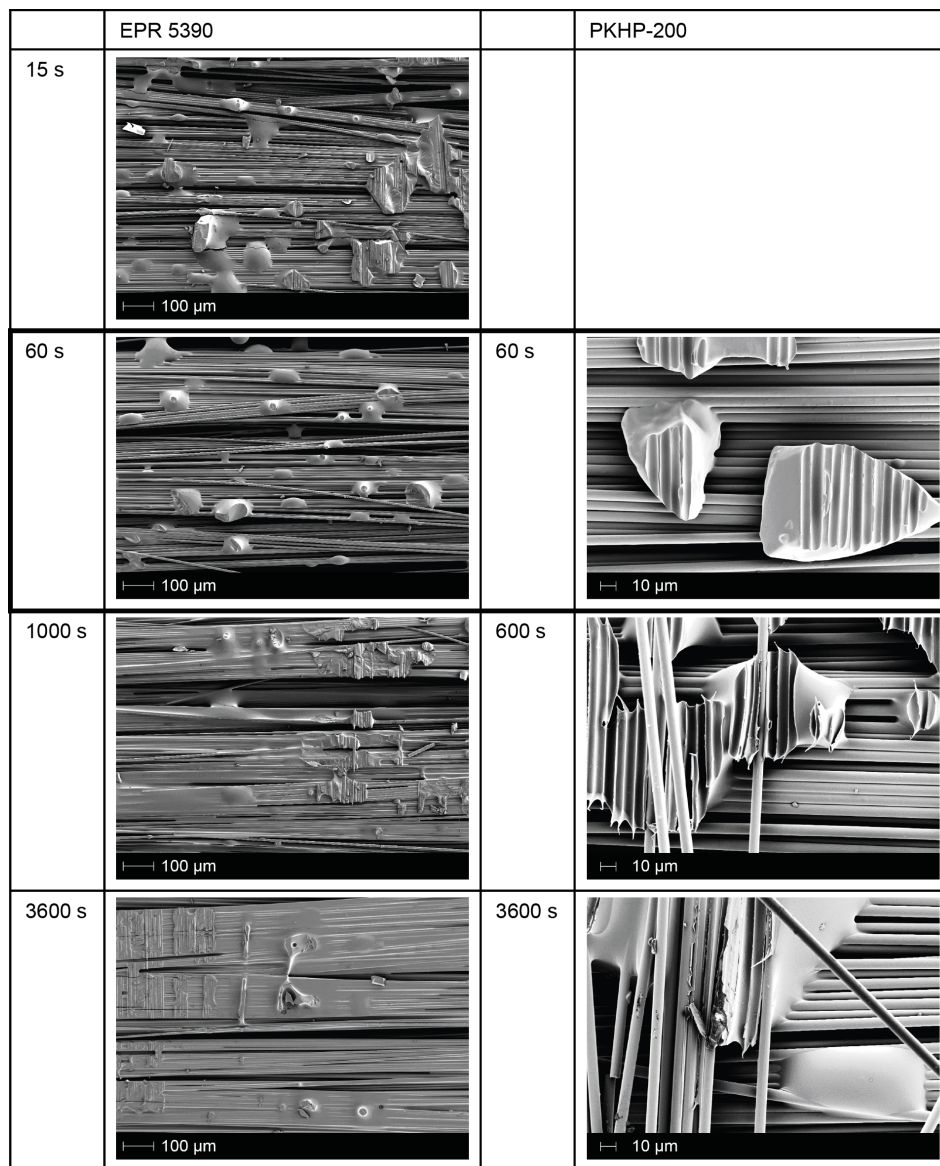


Abbildung 4.10: Rasterelektronenmikroskopaufnahmen von mit EPR 5390 und PKHP bebinderten Verstärkungshalbzeugen nach dem Schältest bei verschiedenen Aktivierungsdauern (ansonsten Standardpreformingparameter)



Abbildung 4.11: Lichtmikroskopaufnahme von mit 10 Gew.-% EPR5390 bebindertem Verstärkungshalbzeug (ansonsten Standardpreformingparameter) und darin markierte Bereiche in denen die abgelöste Lage mit der abgebildeten Lage verbunden war

Außerdem ist zu erkennen, dass die Binderpartikel einen Abstand der Verstärkungslagen zueinander generieren. Diese Abstandswirkung tritt wegen der Eigensteifigkeit der Verstärkungsfäden auch bei geringen Bindergehalten auf. Jeder Partikel hätte demnach einen Wirkradius hinsichtlich seiner Abstandswirkung. Überschneiden sich zwei Wirkradien, so berührt der betreffende Verstärkungsfaden innerhalb dieses Abschnittes die andere Halbzeuglage nicht.

In Abbildung 4.11 sind die Areale markiert, in denen Filamenteindrücke der abgelösten Lage in der Binderzwischenschicht zu erkennen sind. In den Zwischenrovungsbereichen sind solche Eindrücke nicht sichtbar, sie haben daher keinen Kontakt

Tabelle 4.2: Auswertung der Partikelgrößenanalyse

Binder	Volumenverteilung Q_3/q_3			Anzahlverteilung Q_0/q_0			Siebmaschen- weite μm
	x(10%)	x(50%)	x(90%)	x(10%)	x(50%)	x(90%)	
	μm	μm	μm	μm	μm	μm	
EPR 5311	54,04	94,95	162,33	24,31	49,35	91,21	100
EPR 5390	53,18	106,29	205,89	23,38	45,63	87,7	100
AM4055R	-	-	-	-	-	-	63
A9132	50,26	83,19	140,78	29,07	52,99	87,11	63
A9133	50,31	82,25	139,49	30,47	53,7	87,08	63
PKHP	85,86	191,74	278,59	24,78	57,84	143,29	160

mit der zweiten Verstärkungslage. Die Rovingzwischenräume der unter 90° kreuzenden Decklage zeichnen sich deutlich in der Markierung ab. In der Umgebung des Nähfadens haben die beiden Lagen ebenfalls keinen oder nur geringen Kontakt. Für die Verbindung von zwei Lagen entscheidend sind demnach die auf relativen Erhebungen gelegenen Binderanteile.

Falls die Minimierung des Bindergehaltes ein Entwicklungsziel ist, könnte ein neues Binderapplikationsverfahren die gezeigten Zusammenhänge ausnutzen. Mit einem adaptierten Siebdruckverfahren würde der schmelzflüssige Binder auf die Erhebungen gerakelt, wodurch die Effizienz des eingesetzten Binders steigt.

- Partikelgrößenanalyse

Die Untersuchung der Partikelgrößen und ihrer Verteilung (Abbildung 4.12 sowie 4.13) ermöglicht eine quantitative Analyse der Bindermorphologie. Die Binder LL2319 A9132 und A9133 besitzen mit jeweils ca. $82 \mu\text{m}$ den kleinsten D_{50} der untersuchten Pulverbindertypen. Es folgen EPR 5311 und EPR 5390 mit $95 \mu\text{m}$ bzw. $106 \mu\text{m}$ mittlerem Durchmesser. PKHP weist den größten D_{50} in Höhe von $192 \mu\text{m}$ auf. Diese Messergebnisse werden durch die Erfahrungen mit der händischen Bebindung bestätigt. Um die Auftragsdauer nicht unnötig zu verlängern, sollte die Siebmaschenweite möglichst groß gewählt werden, ohne jedoch dazu zu führen, dass der Binder unkontrolliert hindurch fällt. Entsprechend der jeweiligen mittleren Partikeldurchmesser werden verschiedene Maschenweiten für die jeweiligen Bindertypen gewählt (Tabelle 4.2).

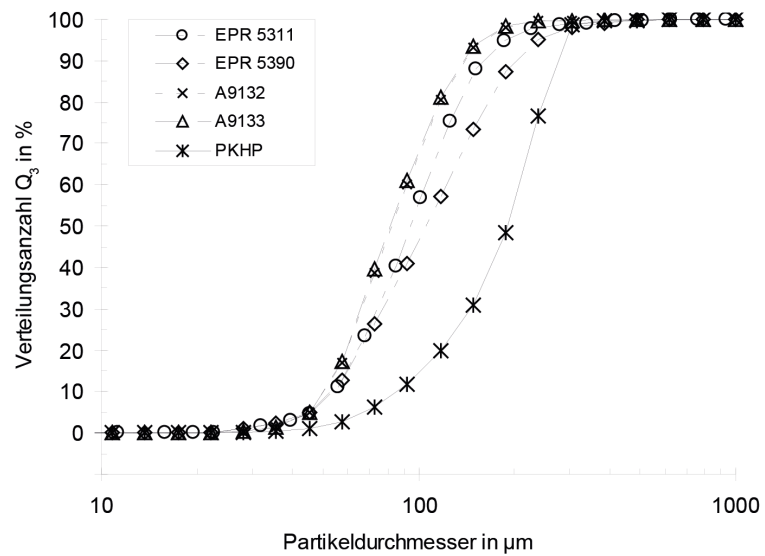


Abbildung 4.12: Summierte Häufigkeit der Binderpartikeldurchmesser

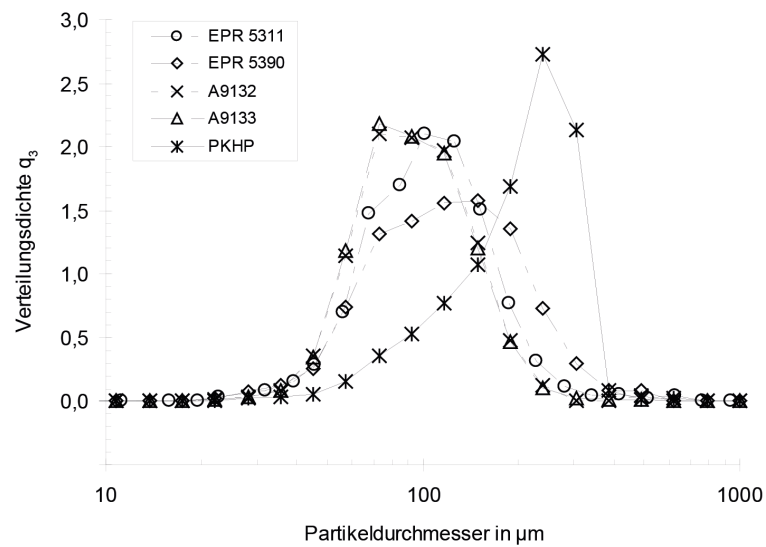


Abbildung 4.13: Häufigkeit der Binderpartikeldurchmesser

4.1.2 Schältest

Im vorangegangenen Abschnitt sind ausgewählte physikalische Eigenschaften der Binder untersucht worden. Dafür wurden spezielle Experimente mit eng umrissener Aussagekraft durchgeführt. Diese Tests dienten dazu eine konkrete Messgröße zu quantifizieren.

Die Funktionsweise des Binders in der Preform lässt sich jedoch nicht auf eine einzelne Messgröße reduzieren. Zusätzlich können nicht alle denkbaren Wechselwirkungen sinnvoll in einem eigenen Test überprüft werden. Es ist daher notwendig, von der Werkstoffebene zur Bauteilebene zu wechseln und Eigenschaften zu testen, die aus der Summe multipler Einflussfaktoren resultieren.

Die Tests hierfür orientieren sich an realen Belastungsfällen in einer Preform. Untersucht wird der Widerstand gegen Schälen, gegen Biegung sowie gegen Kompaktierung. Somit werden neben den Zwischenschichteigenschaften auch die Bulk-Eigenschaften berücksichtigt. Zug oder Scherung sind elementarere Größen, die im Rahmen der Drapierung auftreten können. Zu diesem Zeitpunkt spielt der Binder allerdings eine untergeordnete Rolle, entweder, weil er noch nicht appliziert worden oder weil er zu diesem Zeitpunkt schmelzflüssig ist. Daher werden weder Zug- noch Scherbelastungen explizit im Zusammenspiel mit Binder untersucht.

Analyse der Referenzbindersysteme

Zunächst werden die beiden Binder EPR 5390 und PKHP intensiv untersucht. Aufgrund ihres klar unterschiedlichen Eigenschaftsprofils wird eine große Ergebnisbandbreite erwartet.

- Bindergehalt

Mit steigendem Bindergehalt wächst die Schälkraft. Für EPR 5390 ist ein kontinuierlicher Anstieg von 0,18 N bei 1 Gew.-% Bindergehalt auf 0,73 N bei 4 Gew.-% Bindergehalt messbar. Ein weiterer Anstieg der Schälkraft für noch höhere Bindergehalte kann nicht beobachtet werden. Dieses Plateau ist bei der Verwendung von PKHP als Binder nicht vorhanden. Es erfolgt ein nahezu linearer Anstieg der Schälkraft im Bereich von 2 bis 10 Gew.-% auf eine maximale Schälkraft von 6,18 N und liegt damit neun mal höher als für EPR 5390 (Abbildung 4.14).

Das Schälwiderstandsverhalten der untersuchten Binder unterscheidet sich demnach in zwei wesentlichen Punkten. Zum einen liegt die erzielbare maximale Schälkraft durch Verwendung von PKHP in dem betrachteten Bereich um eine Größenordnung höher. Zum anderen unterscheidet sich der Kurvenverlauf. Sowohl die unterschiedliche Binderchemie als auch die verschiedene Binderlokalisation, welche

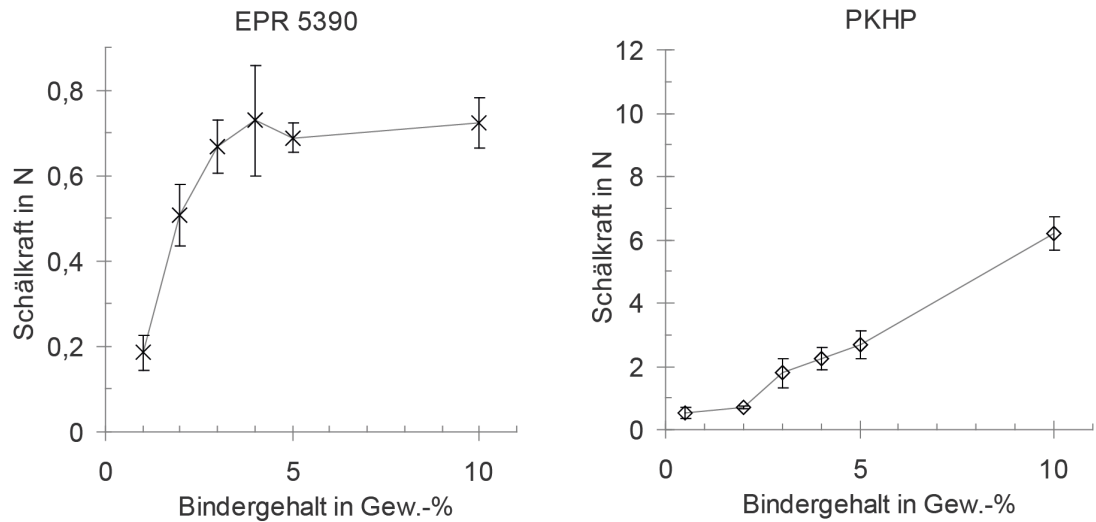


Abbildung 4.14: Einfluss der Bindermenge auf die Schälkraft der Referenzbinder (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5; beachte unterschiedliche Skaleneinteilung)

wiederrum vom Fließverhalten der jeweiligen Bindertypen beeinflusst wird, kann eine Ursache hierfür sein.

Die Analyse der Binderchemie zeigt, dass das Präpolymer des Phenoxvharz (PKHP) zwei Phenoxvgruppen sowie eine kurze Kette aus einfach gebundenen Kohlenstoffatomen, von denen eines eine Hydroxylgruppe trägt, enthält. An der Polymerkette sind zusätzliche, endständige Hydroxylgruppen vorhanden. Durch Ionisierung können die OH-Gruppen den Epoxidring der Schlichte angreifen und mittels Ringöffnung zu einer chemischen Verbindung führen. Höhere Temperaturen begünstigen diesen Vorgang. Die aktive Gruppe im EPR 5390 ist der Epoxidring. Das Epoxid kann mit sich selbst (Binder oder Schlichte) bzw. dem Wasser aus der Luftfeuchtigkeit reagieren. Beides sind jedoch keine bevorzugten Reaktionen, weswegen nur eine schwache Bindung von EPR 5390 an die Schlichte zu erwarten ist.

Die Binderchemie liefert nur eine unzureichende Erklärung für die Beobachtungen. Vielmehr deuten die Ergebnisse darauf hin, dass die Binderlokalisation die entscheidende Komponente ist. Sie unterscheidet sich auf Basis des Fließverhaltens beider Binder stark (vgl. Abbildungen 4.8–4.10). PKHP wird bei der gewählten Aktivierungstemperatur hauptsächlich plastisch verformt. Anzeichen für ein Fließen sind

nicht sichtbar. Die Filamente werden in die Binderpartikel gepresst, wodurch die Klebwirkung eintritt. Die PKHP-Partikel haben einen größeren Durchmesser als die EPR5390-Partikel, so dass bei gleichem Bindergehalt weniger Halbzeugfläche mit Binder bedeckt ist.

Solange die Halbzeugoberfläche noch Freiräume für weitere Partikel aufweist, was für PKHP auch bei 10 Gew.-% Bindergehalt noch der Fall ist, können durch weitere Binderzugabe auch zusätzliche Klebestellen entstehen. Angesichts der nur noch geringen Anzahl verbleibender Freiräume kann über das Eintreten eines Sättigungseffektes für geringfügig höhere Bindergehalte spekuliert werden.

Andererseits ist auch erkennbar, dass ein großer Anteil der Binderpartikel weder Filamenteindrücke noch andere Verformungen aufweist. Diese Partikel haben also keinen Kontakt mit beiden Verstärkungslagen und tragen daher auch nicht zur Klebwirkung bei. Die Erhöhung der Bindermenge könnte also über eine bloße Erhöhung der Flächenbedeckung hinaus auch zu einer Erhöhung der Schälkraft führen, indem durch die lokale Erhöhung der Binderschichtdicke der Abstand zwischen den Verstärkungslagen häufiger überbrückt wird und es dadurch zu mehr Klebestellen kommt.

Der größere Durchmesser der PKHP-Partikel hat einen weiteren Effekt. Die klebewirksamen Kontakte sind für PKHP, wegen des tieferen Eindrückens der Filamente in die Partikel, sehr häufig formschlüssig oder zumindest reibschlüssig, während sie bei EPR 5390 primär adhäsiver Natur sind. Neben den Oberflächeneffekten ist also eine geometrische Komponente an der Klebwirkung beteiligt.

Die Mikroskopbilder für EPR 5390 zeigen ebenfalls noch unbedecktes Verstärkungshalbzeug bei einem Bindergehalt von 5 Gew.-%. Dennoch ist das Plateau der Schälkraft hier bereits erreicht. Eine mögliche Begründung liefert das Fließverhalten des Binders.

Die aktivierten EPR 5390-Partikel weisen eine gänzlich andere Morphologie auf als die PKHP-Partikel. Die ursprünglich kantigen Partikel (vgl. Abbildung 4.7) sind abgerundet. Einige Partikel sind stark gespreitet und benetzen die Filamente. An anderer Stelle ist die Bindergeometrie verloren gegangen, weil der oder die Partikel vollständig in die Filamentzwischenräume abgeflossen sind. Durch diese Fließvorgänge kann der Wirkradius eines EPR 5390-Binderpartikels weit über seinem originären Durchmesser liegen, weswegen der Sättigungseffekt früher eintritt.

Unabhängig davon sind nur wenige Bereiche sichtbar, in denen eine durchgängige Verbindung der beiden Verstärkungslagen erzielt wurde. Eine weitere Erhöhung der Schälkraft ist demnach theoretisch möglich.

Andererseits besitzen die EPR 5390-Partikel einen geringeren mittleren Durchmes-

ser als die PKHP-Partikel, weswegen sie den Abstand zwischen den Verstärkungslagen nur schwerer überbrücken können. Zusätzlich wird ihr Durchmesser durch das Abfließen in die Filamentzwischenräume verringert. Ein Wiederanstieg der Schälkraft wird demnach erst für sehr hohe Bindergehalte erwartet, bei denen eine große Anzahl der Filamentzwischenräume mit Binder getränkt ist und der Abfluss des Binders aus der Zwischenschicht dadurch verringert wird. Alternativ wäre es denkbar, dass für niedrige Aktivierungstemperaturen kein Plateau bzw. erst für Bindergehalte über 10 Gew.-% eines auftritt, weil das Fließen des Binders bei der entsprechend erhöhten Viskosität kaum Einfluss hat und stattdessen der Bedeckungsgrad der Halbzeugoberfläche hauptsächlich über die Klebwirkung bestimmt.

Insbesondere die absolute Höhe der gemessenen Schälkraftwerte steht in einem weiteren Zusammenhang mit den Binder- aber auch den Textileigenschaften. In einem theoretischen, unendlich steifen Modelltextil wären bei einer Schälbeanspruchung sämtliche Binderpartikel an der Kraftübertragung beteiligt. Die Beanspruchung eines einzelnen Partikels ist gering. Ein absolut biegeschlaffes Modelltextil hingegen würde die Kraftübertragung lediglich bis zum ersten Binderpartikel ermöglichen, der dafür sehr hoch beansprucht wird. Ein reales Verstärkungstextil, in dem eine endliche Verformung bei endlicher Steifigkeit vorhanden ist, führt dazu, dass mehrere, aber nicht alle, Binderpartikel gleichzeitig die Last aufnehmen (Abbildung 4.15).

Wie viele Binderpartikel tatsächlich an der Kraftübertragung beteiligt sind und wie hoch die Beanspruchung eines einzelnen Partikels somit ausfällt, hängt neben den Textileigenschaften maßgeblich von den mechanischen Eigenschaften des Binders ab. Die Beanspruchung eines individuellen Partikels sinkt mit der Anzahl der lasttragenden Partikel. Da ein reales Textil nur eine geringe Biegesteifigkeit aufweist und in seinen Eigenschaften zu dem Modell des absolut biegeschlaffen Materials tendiert, können nur dann mehrere Partikel gleichzeitig lasttragend sein, wenn sie zu einem gewissen Grad verformbar sind (Abbildung 4.15 Mitte).

PKHP zeigt über den gesamten Temperaturbereich duktilen Verhalten (vgl. Abbildung 4.9). EPR 5390 hingegen bricht spröde. Während des Tests knistern die mit EPR 5390 bebinderten Preforms vernehmbar. Aus diesen Gründen ist davon auszugehen, dass die Bruchdehnung des EPR 5390 unterhalb der des PKHP liegt. Während sich PKHP unter der aufgeprägten Verformung dehnt, versagt der EPR 5390 Partikel. Die individuelle Beanspruchung der Binderpartikel ist wegen der geringeren aktiven Risslänge demnach höher. Das Fließen von EPR 5390 in die Filamentzwischenräume versteift zwar das Textil. Gleichzeitig verringert sich aber auch das Volumen des in der Zwischenschicht vorliegenden Partikels und dadurch auch sei-

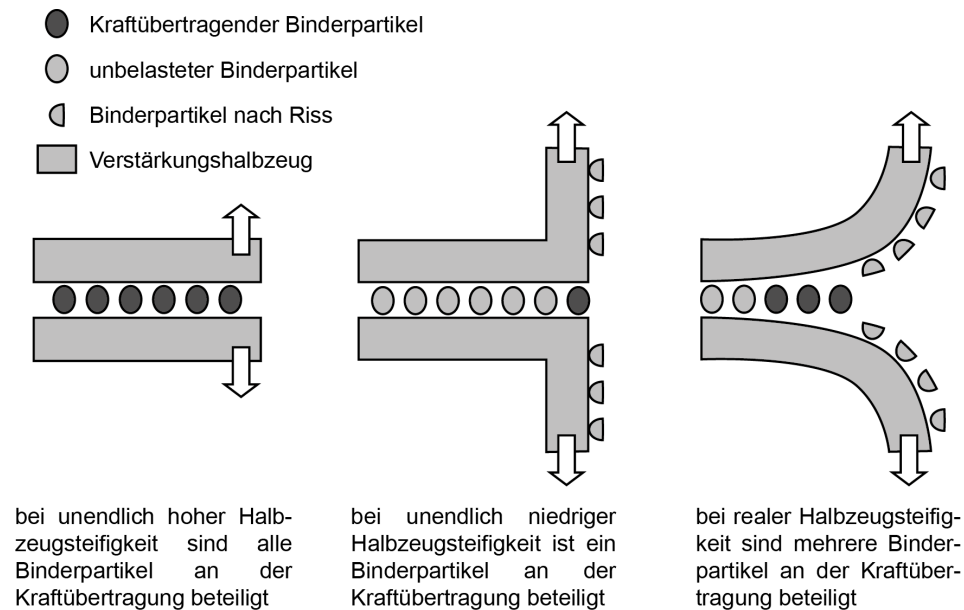


Abbildung 4.15: Einfluss der Halbzeugsteifigkeit auf die Binderwirkung

ne maximale Verformbarkeit. Als Resultat aus diesen Vorgängen fällt die absolute Schälkraft für EPR 5390 niedriger aus als für PKHP.

- Aktivierungstemperatur und Aktivierungsdauer

Die Schälkraftkurven bei verschiedenen Aktivierungstemperaturen verlaufen für beide Binder ähnlich. Zunächst erfolgt ein Anstieg der Schälkraft mit steigender Temperatur. Nach Erreichen eines Maximums sinkt die Schälkraft und erreicht im Fall von EPR 5390 einen Wert von 0 N. Wiederum ist der maximale Wert der Schälkraft für PKHP mit 8,89 N höher als für EPR 5390 mit 0,51 N (Abbildung 4.16).

Die Temperatur, bei der das Schälkraftmaximum von EPR 5390 auftritt, fällt zusammen mit der Temperatur für die der Beginn des Binderfließens sichtbar wird (jeweils bei 60 s Aktivierungsdauer). Die mit PKHP bebinderten Proben weisen am Schälkraftmaximum ebenfalls erstmals Benetzungsverhalten des Binders an den Filamenten auf, das aber weniger stark ausgeprägt ist als bei EPR 5390 (vgl. Abbildungen 4.8–4.10). Ebenso sichtbar ist die starke Verfilmung von EPR 5390 bei 130 °C Aktivierungstemperatur, bis schließlich bei 160 °C keine Binderbrücken mehr sichtbar sind. Dieses Ergebnis korreliert mit den Werten zur Schälkraft der entspre-

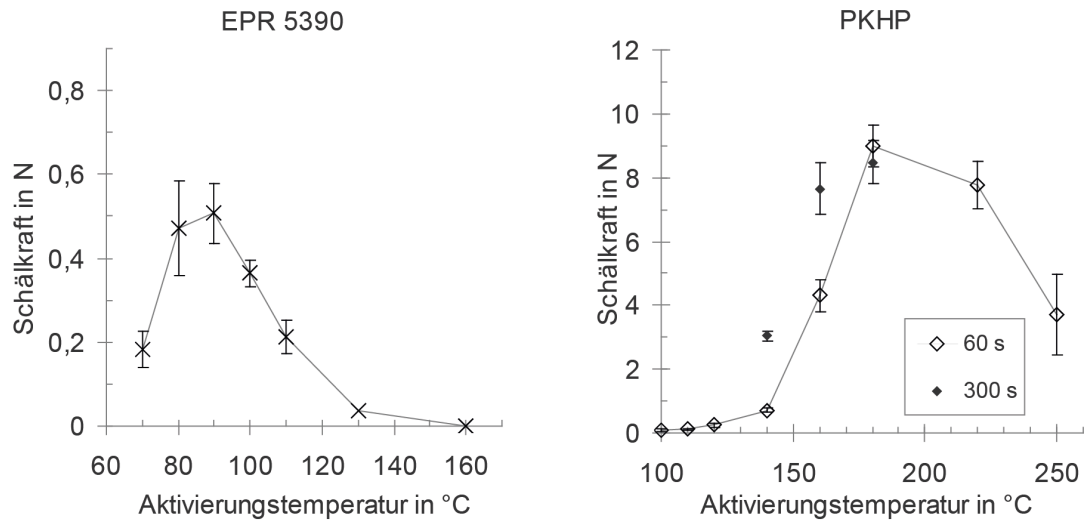


Abbildung 4.16: Einfluss der Aktivierungstemperatur auf die Schälkraft der Referenzbinde (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5; beachte unterschiedliche Skaleneinteilung)

chenden Preforms. Bei 160 °C ist der gesamte Binder in die Filamentzwischenräume geflossen, so dass in der Zwischenschicht keine Klebwirkung mehr erzielt wird. Die Einzellagen haben nach dem Heißpressen keinerlei Zusammenhalt. Der Schältest kann daher nicht durchgeführt werden und die Schälkraft wird zu 0 N angenommen. Die mit PKHP bebinderten Preforms hingegen zeigen auch bei der höchsten getesteten Temperatur eine signifikante Restklebwirkung.

Beide Binder zeigen ebenfalls eine Abhängigkeit der Schälkraft von der Binderaktivierungsdauer. Der Verlauf der Kurven weist ein Maximum von 0,55 N bei 300 s für EPR 5390 auf sowie von 9,48 N bei 3600 s für PKHP. Ausgehend von kurzen Aktivierungsdauern steigt die Schälkraft bis zu diesem Punkt und sinkt ab diesem Wert mit weiter steigenden Temperaturen wieder ab. Die Geschwindigkeit dieser Änderung ist für das Absinken jedoch sehr viel geringer als für den Anstieg (Abbildung 4.17).

Der zuvor beschriebene Mechanismus aus Verformung und Fließen kann auch dieses Verhalten erklären. Die Mikroskopbilder (vgl. Abbildungen 4.8–4.10) belegen das zeitabhängige Fließen des Binders. Der Kapillardruck herrscht unabhängig von der Aktivierungstemperatur oder der Aktivierungszeit. Daher findet – sofern der Binder

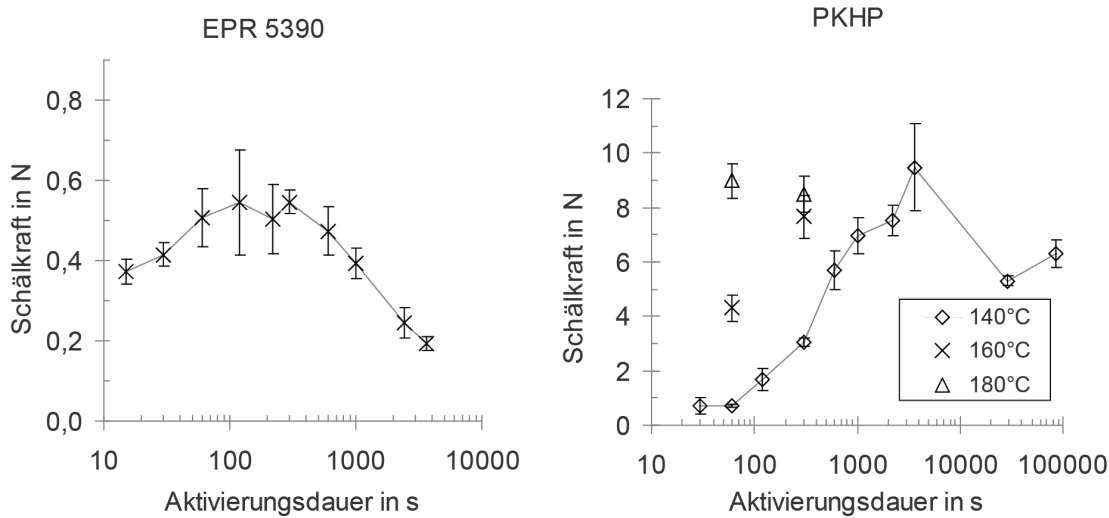


Abbildung 4.17: Einfluss der Aktivierungsdauer auf die Schälkraft der Referenzbinder (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5; beachte unterschiedliche Skaleneinteilung)

viskos ist, d. h. für alle Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur – Fließen statt. Für längere Fließzeiten sind demnach auch längere Fließstrecken zu erwarten, was durch die Testergebnisse bestätigt wird. Weiterhin verringert sich die Viskosität des Binders mit steigender Temperatur wodurch sich der Fließweg für eine gegebene Fließdauer ebenfalls erhöht. Abbildung 4.6 verdeutlicht die großen Viskositätsunterschiede der beiden Binder. In dem Temperaturbereich, in dem für beide Binder die Viskosität ermittelt werden konnte, liegt die Viskosität des EPR 5390 um vier Größenordnungen niedriger als die des PKHP. Entsprechend längere Fließwege und damit verbunden stärkere Auswirkungen auf die Schälkraft sind bei ansonsten gleichen Bedingungen für diesen Binder vorhanden. Abbildung 4.18 fasst diese Ergebnisse schematisch zusammen.

Die Zeit- und Temperaturabhängigkeit des kapillaren Fließens beider Binder wird durch weitere Untersuchungen belegt. Dafür wird PKHP ausgewählt, da er das größere Prozessfenster (Bandbreite möglicher Aktivierungstemperaturen und -dauern) besitzt und die erzielten Absolutwerte der Schälkraft in einem größeren Intervall liegen. Abweichend von der Standardaktivierungsdauer wird PKHP daher bei 160 °C und 180 °C für 300 s aktiviert.

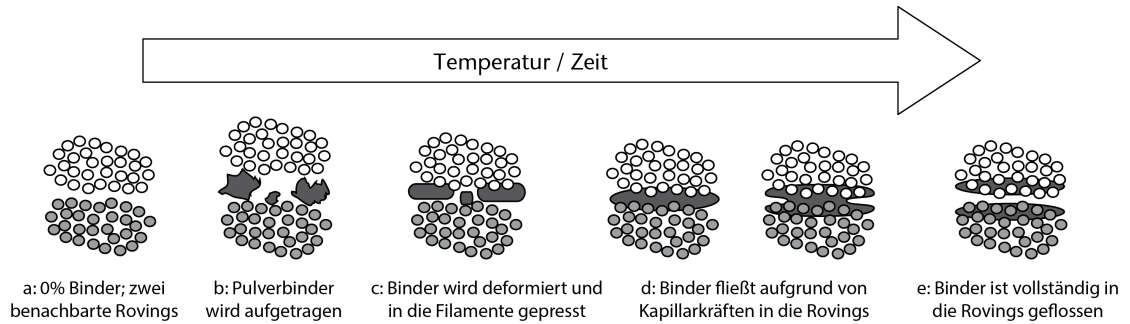


Abbildung 4.18: Darstellung der Binderlokalisierung abhängig von der Aktivierungsdauer und der Aktivierungstemperatur

Für die Aktivierungstemperatur ergibt sich ein um ca. 10–20 °C zu niedrigeren Temperaturen hin verlagerter Kurvenverlauf bei einer Erhöhung der Aktivierungsdauer von 60 s auf 300 s (Abbildung 4.16). Die Erhöhung der Aktivierungstemperatur von 140 °C auf 160 °C verändert die Kurve der Schälkraft in Abhängigkeit von der Aktivierungsdauer deutlich zu kürzeren Zeiten hin (Abbildung 4.17). Nach 60 s bei 160 °C wird die gleiche Schälkraft erzielt wie nach ca. 450 s bei 140 °C Aktivierungsdauer. Nach 300 s bei 160 °C wächst die Verkürzung auf über 700 s an. Für 180 °C Aktivierungstemperatur ist eine noch stärkere Änderung zu erkennen. Nach 300 s Aktivierungsdauer scheint das Schälkraftmaximum bereits überschritten zu sein, was einer Presszeitverkürzung um mindestens 3300 s gleich kommt.

Da nicht kürzer als 0 s bzw. unterhalb der Erweichungstemperatur des Binders aktiviert werden kann, ist eher von einer Stauchung als von einer Verschiebung der beiden Kurven auszugehen. Die Stauchung findet entlang der Achsen für Aktivierungsdauer und -temperatur statt, wie die jeweils gleich hohen Schälkraftmaxima (ca. 9 N bei verschiedenen Aktivierungsparametern) belegen. Der Grad der Stauchung ist abhängig von der Differenz des jeweils variierten Parameters zu seinem Ausgangswert. Die Parameter Aktivierungstemperatur und -zeit sind demnach in gewissen Grenzen gegeneinander austauschbar. Die Schälkraftkurven aus den Abbildungen 4.16 und 4.17 bilden daher das gesamte zu erwartende Spektrum der Schälkraft für den gegebenen Bindergehalt bereits ab (vgl. Abbildung 4.19). Keine andere Kombination aus Zeit und Temperatur führt bei den gegebenen Randbedingungen zu einer höheren Schälkraft. Diese ist erst für höhere Bindergehalte mit entsprechend optimierter Aktivierungsdauer bzw. -zeit zu erwarten.

Die Schälkraftkurven für EPR 5390 stützen die These der Austauschbarkeit beider

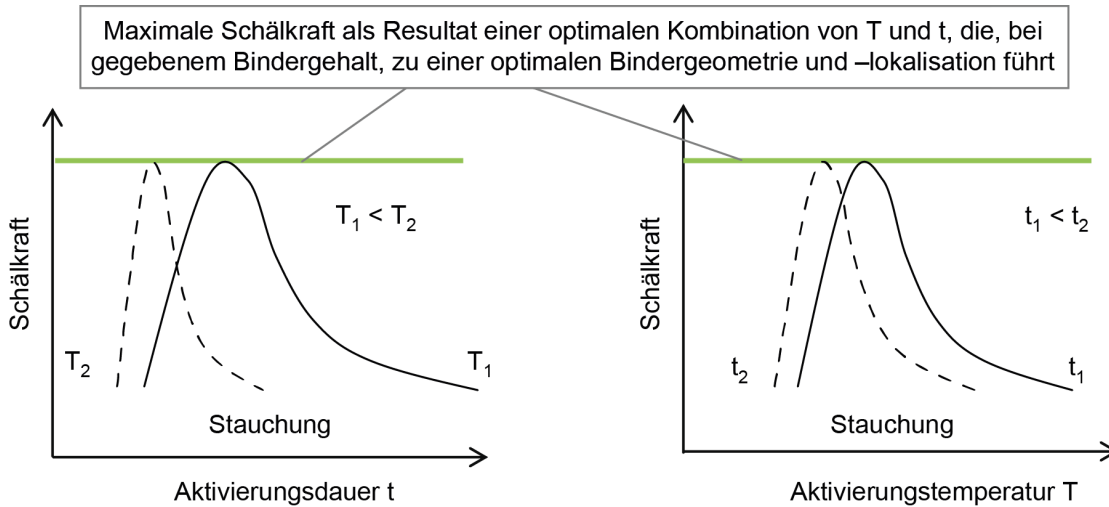


Abbildung 4.19: Modellvorstellung über den Zusammenhang von Aktivierungstemperatur und Aktivierungsdauer im Hinblick auf die erzielbare Schälkraft

Parameter, da auch hier die Schälkraftmaxima identisch sind. Wegen der niedrigeren Viskosität von EPR 5390 sind die Differenzen zwischen den Aktivierungstemperaturen und Aktivierungsdauern bei beiden Maxima geringer als für PKHP.

Analyse weiterer Bindersysteme

Der Vergleich der Referenzbinder mit weiteren Bindertypen zeigt, dass die bisher vorgestellten Zusammenhänge auch bei anderen Bindersystemen Gültigkeit besitzen, in ihrer jeweiligen Ausprägung jedoch zu verschiedenen Ergebnissen führen können (Abbildung 4.20). Eine beispielhafte Analyse soll dies verdeutlichen.

Der Binder EPR 5311 liefert eine deutlich höhere Schälkraft als EPR 5390 und zeigt auch den stärkeren Anstieg mit dem Bindergehalt. Weiterhin ist keine Plateaubildung zu erkennen. In [25] wird ebenfalls ein Anstieg der Schälkraft mit dem Bindergehalt festgestellt, ohne jedoch ein Plateau aufzuweisen.

Die Partikelgeometrien beider Bindertypen ähneln sich sehr. Bei gleicher aufgetragener Bindermenge und ähnlicher Partikelgrößenverteilung muss der Bedeckungsgrad daher ebenfalls ähnlich sein. Beide Binder haben ein scharfkantiges Äußeres und dringen beim Applizieren daher gleich weit in die strukturierte Halbzeugoberfläche ein. Rein geometrische Faktoren erklären die gemessenen Schälkraftunterschiede nicht.

Beide Bindertypen sind chemisch ähnlich aufgebaut. Es ist daher zu erwarten, dass beide

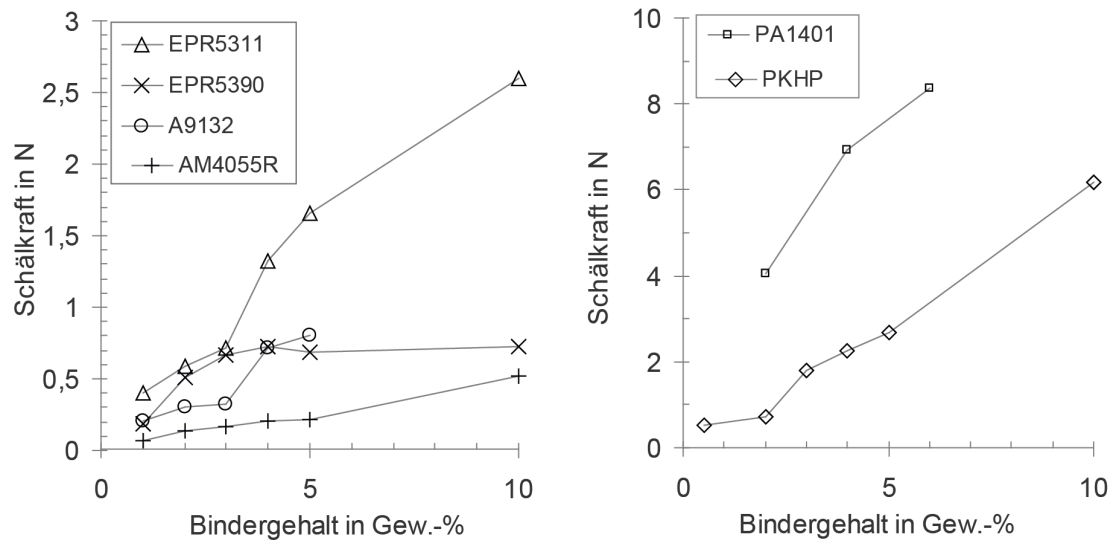


Abbildung 4.20: Vergleich der Schälkraft der Referenzbinder mit weiteren Bindertypen abhängig vom Bindergehalt (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5; beachte unterschiedliche Skaleneinteilung)

Binder mittels der gleichen Reaktion an den Verstärkungsfäden bzw. der auf sie aufgetragenen Schlichte anbinden. Die Binderchemie ist also nicht der alleinige Grund für die beobachteten Unterschiede.

Die beiden Binder unterscheiden sich hauptsächlich in der Kettenlänge. EPR 5311 hat eine höhere Kettenlänge als EPR 5390, was zu einem höheren Schmelzpunkt und somit einem veränderten Fließverhalten führt, was auch in den jeweiligen Viskositätskurven (vgl. Abbildung 4.6) deutlich wird. Dadurch können die Verstärkungsfäden tiefer in den Partikel eingebettet werden, was zu höheren Auszugskräften durch stärkeren Formschluss führt.

Die größere Kettenlänge des EPR 5311 erhöht dessen Zähigkeit im festen Aggregatzustand, so dass eine größere Verformung der Binderpartikel vor deren Versagen möglich ist. Es befinden sich somit mehr Binderpartikel gleichzeitig im Eingriff als bei EPR 5390, was zu einer höheren gemessenen Schälkraft führt.

Der Vergleich der Schälkraftkurven für die verschiedenen Bindertypen in Abhängigkeit von der Bindermenge ergibt, dass die höchsten Schälkräfte für die Binder mit den größten Binderstrukturen und der höchsten Zähigkeit erzielt werden. Keiner der weiteren Bindertypen weist ein Plateau für die Abhängigkeit der Schälkraft von der Bindermenge auf.

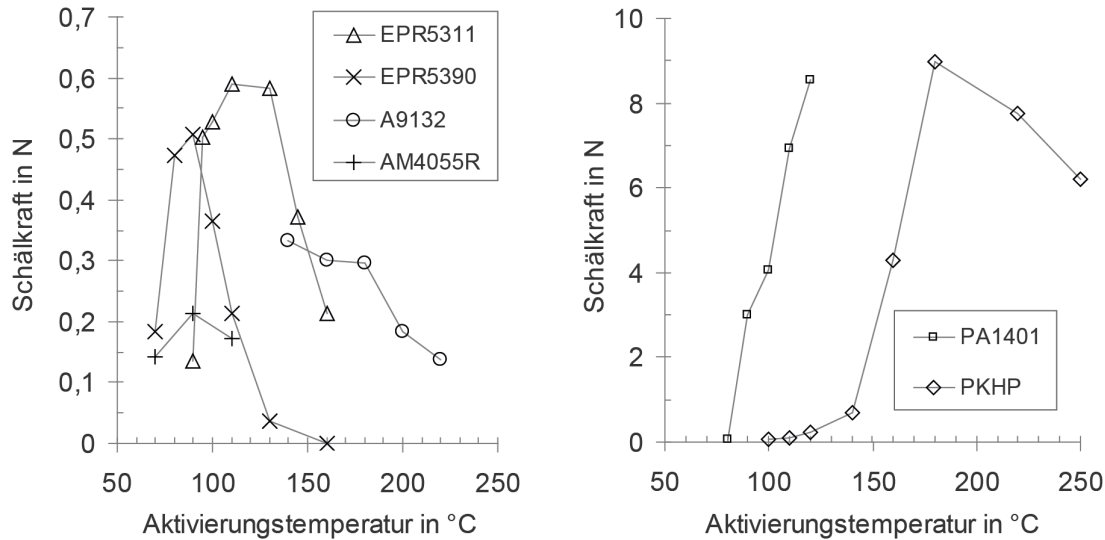


Abbildung 4.21: Vergleich der Schälkraft der Referenzbinder mit weiteren Bindertypen abhängig von der Aktivierungstemperatur (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5; beachte unterschiedliche Skaleneinteilung)

Obwohl das Vorhandensein eines solchen Plateaus unter bestimmten Bedingungen plausibel ist, muss es nicht notwendigerweise auftreten. Bei einer vollständigen Bedeckung der zu verbindenden Halbzeugoberflächen mit Binder ist die Klebefläche maximal. Eine weitere Erhöhung der Bindermenge würde ohne Abfließen des Binders in die Filamentzwischenräume zu einer Dickenzunahme führen, aber nicht zwingend zu einer Zunahme der Schälkraft.

Sie würde nur dann weiter ansteigen, wenn der vorhandene Binder besser genutzt werden könnte. Das wäre möglich, sofern der Binder eine größere Verformung bis zum Versagen zulässt, weil dadurch die kraftübertragende Fläche vergrößert wird. Falls die Binderviskosität einen signifikanten Fluss des Binders in das Verstärkungshalbzeug hinein zulässt, würde es zur Bildung eines Faserverbundes mit einer Bindermatrix kommen. Beide Prozesse wären geeignet die Schälkraft weiter zu erhöhen. Die Übergänge zwischen den einzelnen Mechanismen sind graduell, so dass das Plateau in diesen Fällen nicht sichtbar wäre.

Die Untersuchung des Einflusses der Aktivierungstemperatur bestätigt die bisherigen Ergebnisse weitgehend (Abbildung 4.21). EPR 5311 sowie AM4055R zeigen ebenso wie

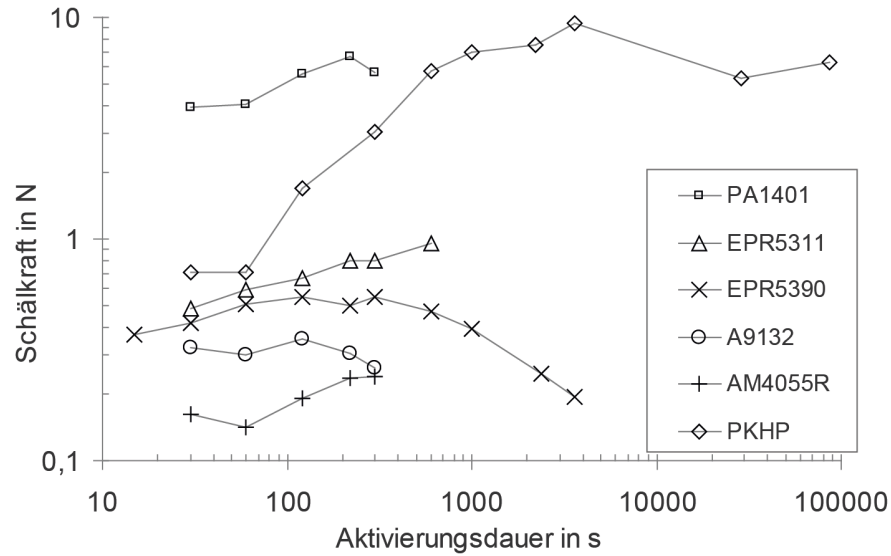


Abbildung 4.22: Vergleich der Schälkraft der Referenzbinder mit weiteren Bindertypen abhängig von der Aktivierungsdauer (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5)

EPR5390 und PKHP ein Temperaturoptimum. Für A9132 wird in dem untersuchten Temperaturbereich ein kontinuierlicher Abfall der Schälkraft mit der Temperatur gemessen. Da der Schmelzpunkt dieses Binders weit unterhalb der vom Hersteller empfohlenen (und in dieser Arbeit auch angewendeten) Aktivierungstemperatur liegt, ist das Temperaturoptimum bei niedrigeren Aktivierungstemperaturen zu vermuten. Im Gegensatz dazu wird für PA 1401 eine Verarbeitungstemperatur nur knapp oberhalb der zweiten Schmelzpeaktemperatur empfohlen. Wahrscheinlich liegt das Temperaturoptimum in diesem Fall bei höheren Temperaturen.

Über die Schälkraftabhängigkeit von der Aktivierungsdauer (Abbildung 4.22) können durch die Betrachtung der anderen Binder nur wenig neue Erkenntnisse gewonnen werden. Bis auf EPR 5311 erreichen alle Binder eine Schälkraft, die maximal so hoch liegt wie die in den Versuchen mit variierender Aktivierungstemperatur ermittelte Schälkraft. Die Schälkraft von EPR 5311 hingegen steigt bei 600 s Aktivierungsdauer auf $0,95 \pm 0,12$ N während die maximalen Werte unter variierender Aktivierungstemperatur für 130°C mit $0,58 \pm 0,12$ N erreicht werden. Eine Erklärung hierfür könnten die zeit- und temperaturabhängigen Umordnungsvorgänge der Verstärkungsfäden im Halbzeug sein, auf die in einem späteren Abschnitt noch eingegangen wird.

Dass das Schälkraftoptimum für EPR 5311 erst für längere Aktivierungsdauern als für EPR 5390 erreicht wird, ist durch die höhere Viskosität von EPR 5311 begründet. A9132 hat eine leicht höhere Viskosität als EPR 5311, besitzt jedoch die kleineren mittleren Partikeldurchmesser. Die Fließgeschwindigkeit liegt daher etwas niedriger als für EPR 5311. Allerdings ist das Partikelvolumen geringer, so dass der optimale Verformungszustand bereits nach kürzerer Fließdauer erreicht wird. Für PKHP gilt, dass sowohl die Partikeldurchmesser als auch die Binderviskosität höher liegt als für zum Beispiel die beiden EPR-Bindertypen. Das Schälkraftoptimum wird bei der gegebenen Aktivierungstemperatur aus diesem Grund erst für verhältnismäßig lange Aktivierungsdauern erreicht.

Lagerdauer und Lagerbedingungen

Die Szenarien für die Anwendung von bebinderten Preforms in der Serienproduktion beinhalten auch die Möglichkeit der Spezialisierung entlang der Prozesskette. Die jeweiligen Prozessschritte (z. B. Verstärkungshalbzeugherstellung; Zuschnitt und Konfektionierung; Bebindern, Formgebung und Binderaktivierung) werden durch verschiedene Unternehmen mit den benötigten Kompetenzen ausgeführt. Dadurch können mehrtägige Lager- und Transportzeiten zwischen Preformfertigung und Harzinjektion entstehen.

In diesem Zusammenhang gewinnen die Erkenntnisse der DSC-Analysen an Bedeutung. Für EPR 5390, EPR 5311, AM4055R, A9132 und PA 1401 werden langsam ablaufende (Re-)Kristallisationsprozesse festgestellt, die zu zeitabhängigen Eigenschaftsänderungen führen können. Aus diesem Grund wird die Abhängigkeit der Schälkraft von der Lagerdauer, d. h. der Zeit zwischen Binderaktivierung und Schältest, ermittelt (Abbildung 4.23).

Die Verläufe der Schälkraftkurven in Abhängigkeit von der Lagerdauer bestätigen die Hypothese nur teilweise. Für eine Lagerdauer von bis zu 750 Stunden ergibt sich für EPR 5390, EPR 5311 und PA 1401 eine signifikante Abnahme der Schälkraft. Innerhalb der ersten Stunden ist die Abnahme am stärksten, wobei nicht alle Änderungen signifikant sind. Insbesondere die in zwei Fällen beobachtete Schälkraftzunahme von 3 h auf 24 h ist als durchschnittliches Ergebnis zu verstehen. AM4055R zeigt im gemessenen Zeitraum konstante Schälkraftwerte. Unter Berücksichtigung der Standardabweichungen (nicht abgebildet) sind die Schälkraftwerte für A9132 über der Zeit ebenfalls konstant. Der Verlauf der durchschnittlichen Werte entspricht jedoch dem von z. B. EPR 5390. Eine leichte Tendenz zu niedrigeren Schälkraftwerten mit steigender Lagerdauer kann in dieser Versuchsreihe also festgestellt werden.

Einige Ergebnisse sind jedoch uneindeutig. Werden zusätzlich zu den in Abbildung 4.23 gezeigten Schälkraftwerten auch die Daten aus den Experimenten zu verschiedenen Aktivierungsparametern (Abbildungen 4.14, 4.16 und 4.17) berücksichtigt, dann zeigen sich

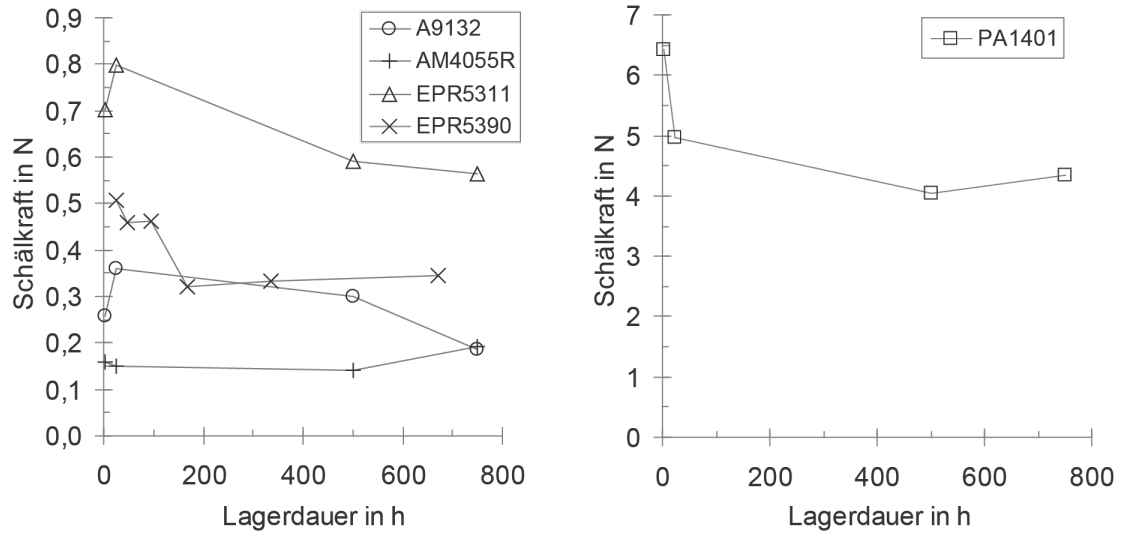


Abbildung 4.23: Vergleich der Schälkraft ausgewählter Bindertypen abhängig von der Lagerdauer (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5; beachte unterschiedliche Skaleneinteilung)

einige Diskrepanzen. Bei gleichen Versuchsparametern stimmen die Ergebnisse der jeweils unabhängig voneinander durchgeführten Testreihen nicht vollständig überein. Der Vergleich der Werte bei den jeweiligen Standardaktivierungsparametern (60 s Aktivierungsdauer, 2 Gew.-% Bindergehalt und materialspezifische Aktivierungstemperatur sowie in allen Fällen 5 Wiederholungsmessungen pro Datenpunkt) liefert für EPR 5390, AM4055R und A9132 übereinstimmende Schälkraftwerte. Für EPR 5311 jedoch wird in einem Fall 0,59 N und im anderen Fall 0,7 N mit nur geringer Überschneidung der Standardabweichung gemessen. Das gleiche gilt für PA 1401 bei 4,04 N vs. 6,41 N.

Die Lagerung der Proben erfolgt bei Umgebungsbedingungen, so dass sowohl die gemessenen Schälkraftänderungen als auch die festgestellten Diskrepanzen eventuell auf klimatische Einflüsse, wie Temperatur und Luftfeuchte zurückgeführt werden können. Um diese Faktoren zu überprüfen, werden entsprechende Tests an mit EPR 5390 bebinderten Preforms durchgeführt. Die Ergebnisse sind nur wenig aufschlussreich (Abbildung 4.24).

Eine relative Luftfeuchte von 50 % entspricht etwa der Lagerung unter Umgebungsbedingungen. Der Schälkraftwert nach 3 Stunden Lagerdauer entspricht darüber hinaus dem Wert aus der bereits erwähnten Standardversuchsreihe, deren Proben unter Umge-

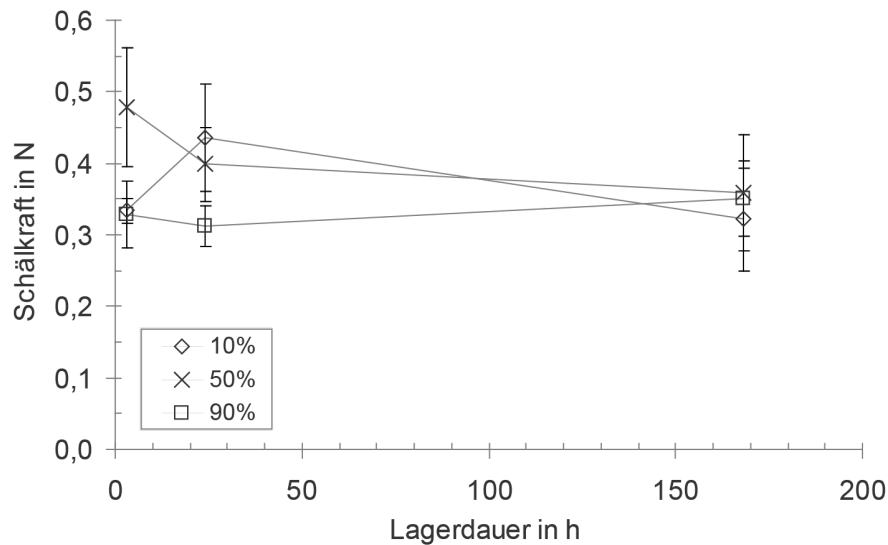


Abbildung 4.24: Vergleich der Schälkraft abhängig von der Luftfeuchte für Preforms mit EPR 5390 (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5)

bungsbedingungen gelagert werden. Der zeitabhängige Abfall auf einen Wert um 0,35 N kann auch für die Versuchsreihe zur Lagerdauer festgestellt werden. Die Schälkraftkurve für eine relative Luftfeuchte von 50 % ist daher plausibel.

Demgegenüber stehen die beiden Kurven mit höherer (90 % r. F.) bzw. niedrigerer (10 % r. F.) Luftfeuchte. Beide beginnen für eine Lagerdauer von 3 Stunden bei einem signifikant geringeren Schälkraftwert und enden für 7 Tage Lagerdauer bei dem gleichen Schälkraftwert wie für 50 % r. F. Die Kurve für 10 % r. F. zeigt einen Anstieg der durchschnittlichen Schälkraft für eine Lagerdauer von einem Tag. Die Kurve für 90 % r. F. hingegen weist kein zeitabhängiges Verhalten auf.

Angesichts der Schälkraftschwankungen und der breiten Streuung der Einzelergebnisse kann kein plausibler Zusammenhang von Luftfeuchtigkeit und Schälkraft hergestellt werden. Dennoch ist davon auszugehen, dass die individuelle Wasseraufnahme von unterschiedlichen Bindertypen im Fertigungsprozess berücksichtigt werden sollte. Speziell im Hinblick auf das eingesetzte Matrixsystem (z.B. Polyurethan: Blasenbildung oder Epoxid: Aushärteverlauf) muss die Wasseraufnahme kontrolliert werden.

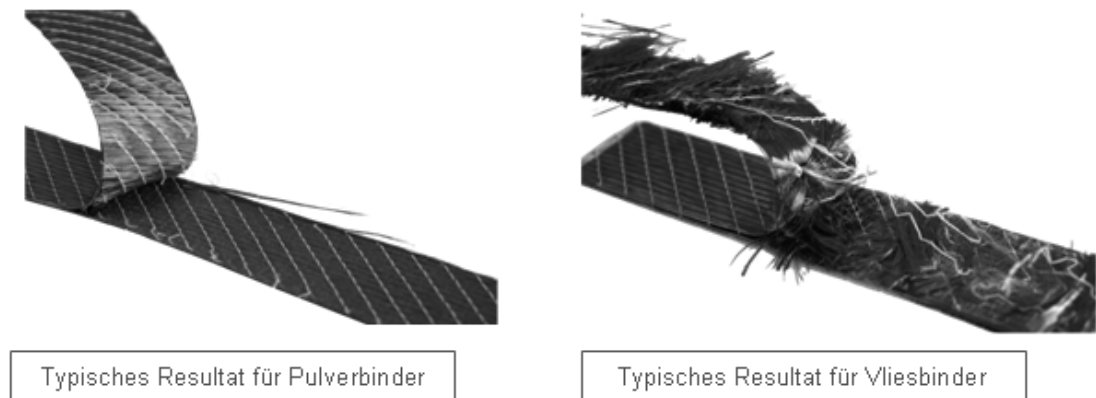


Abbildung 4.25: Zustand der Preforms nach dem Schältest

Analyse des Schadenbildes

In Abbildung 4.25 sind die typischen Ergebnisse der Schältests für die verschiedenen Bindertypen abgebildet. Die mit Pulverbinder versehenen Lagen werden während des Tests separiert. Die Struktur des Verstärkungshalbzeugs bleibt dabei erhalten. Die mit Vliesbinder gepreformten Verstärkungslagen hingegen werden im Bereich der miteinander verklebten Einzellagen zerstört.

Die Pulverbinder versagen bei einer niedrigeren Kraft als für die Auflösung der textilen Struktur notwendig ist. Der Zusammenhalt der Verstärkungslagen wird für die gesamte Versuchsdauer durch die Nähfäden sichergestellt. Im Vergleich dazu desintegriert die Maschenstruktur der Nähfäden bevor der Vliesbinder versagt.

Ebenso wie eine Kombination aus Material- und Prozessparametern für die bisher beobachteten Resultate verantwortlich ist, so führt auch in diesem Fall eine Vielzahl von Einflussfaktoren zu den vorgestellten Ergebnissen. In der Vliesstruktur ist die Binderverteilung sehr inhomogen. Dadurch sind große Bereiche der Preform nicht miteinander verbunden. In den Abschnitten, in denen der Binder vorliegt, ist seine Konzentration höher als bei den Pulverbindern. Die beiden Einzellagen sind lokal also sehr intensiv verklebt. Viele benachbarte Filamente werden gleichzeitig fixiert. Der Binder dringt tief in die textile Struktur ein. Es kommt verstärkt zu Reib- und Formschluss. Die Ausrichtung der unregelmäßig orientierten Binderfäden im Vlies ist in einigen Fällen parallel zur Richtung der Verstärkungsfäden, so dass einige Filamente über eine lange Strecke fixiert sein können. In der Summe muss eine hohe Kraft aufgewendet werden, um lokal einen Riss zu initiieren. Diese Kraft ist hoch genug, um den umliegenden, nicht bebinderten

Bereich stark zu verformen. Auf ihrer gesamten Länge fixierte Filamente werden aus ihrer Verstärkungslage herausgelöst, was gleichzeitig die Maschenstruktur der Nähfäden zerstört.

Die Pulverbinder hingegen sind gleichmäßiger auf der Halbzeugoberfläche verteilt. Auch bei Bindertypen mit hoher maximaler Schälkraft wird diese auf eine große Fläche verteilt. Die individuelle Beanspruchung der Nähfäden ist geringer, so dass ihre Struktur erhalten bleibt.

Diese Erkenntnisse können in einem möglichen Szenario von Bedeutung sein, in dem eine Binderschicht die Strukturfixierung von Halbzeugen mit sehr hohen Flächengewichten leisten muss. In der Windkraftindustrie kommen z. B. regelmäßig Glasfaserhalbzeuge mit Flächengewichten von 2000 g/m^2 zum Einsatz. Ein daraus aufgebauter Lagenstapel kann Schälkräfte bis hin zur Schädigung auf die oberste Binderlage ausüben, sofern beim Handling Greifersysteme eingesetzt werden, die die Kraftübertragung lediglich über die oberste Halbzeuglage erreichen.

Einfluss der Lagenorientierung

Durch die bisherigen Untersuchungen wird die Binderlokalisierung als wichtiger Einflussfaktor auf die Schälkraft identifiziert. Abhängig von der Lagenorientierung kann es zu Nesting kommen. Dadurch legt der Binder bei den gegebenen Preformparametern zwar keine größere Strecke durch Fließen zurück, aber die relative Position kann sich dennoch ändern. Treffen zwei gleichorientierte Lagen aufeinander kann Nesting auftreten. Die Binderposition verschiebt sich somit gedanklich in die Mitte einer doppelt so dicken Einzellage. Ein Einfluss auf die Schälkraft ist möglich und wird daher im Folgenden überprüft (Abbildung 4.26 #1, #2, #3).

Die gemessenen Schälkraftwerte zeigen keine signifikanten Unterschiede. Der Durchschnitt der Werte in der Lagenorientierung #2 liegt niedriger und der Durchschnitt der Werte in der Lagenorientierung #3 liegt höher als für die Standardlagenorientierung. Möglicherweise wird durch die Fasersteifigkeit der 0° -Lagen eine Vorspannung im Risspalt erzeugt, weswegen für #2 niedrigere Werte ermittelt werden. Bei #3 hingegen können die 90° -orientierten Rovings der aufgeprägten Verformung leichter folgen, da sich ihre Geometrie im Gegensatz zu der einer durchgängigen 0° -Lage individuell anpassen kann. Somit vergrößert sich die Rissfläche und es sind mehr Binderpartikel an der Kraftübertragung beteiligt. Allerdings sind die Unterschiede im Verhältnis zur Standardabweichung gering und sollten daher nicht überbewertet werden.

Die Untersuchung des Schadenbildes der jeweiligen Proben wirft jedoch eine interessante Frage auf. Die in Richtung #2 orientierten Proben werden während des Schältests ohne Zerstörung der Lagenorientierung in der Zwischenschicht getrennt. Die nicht an der Kle-

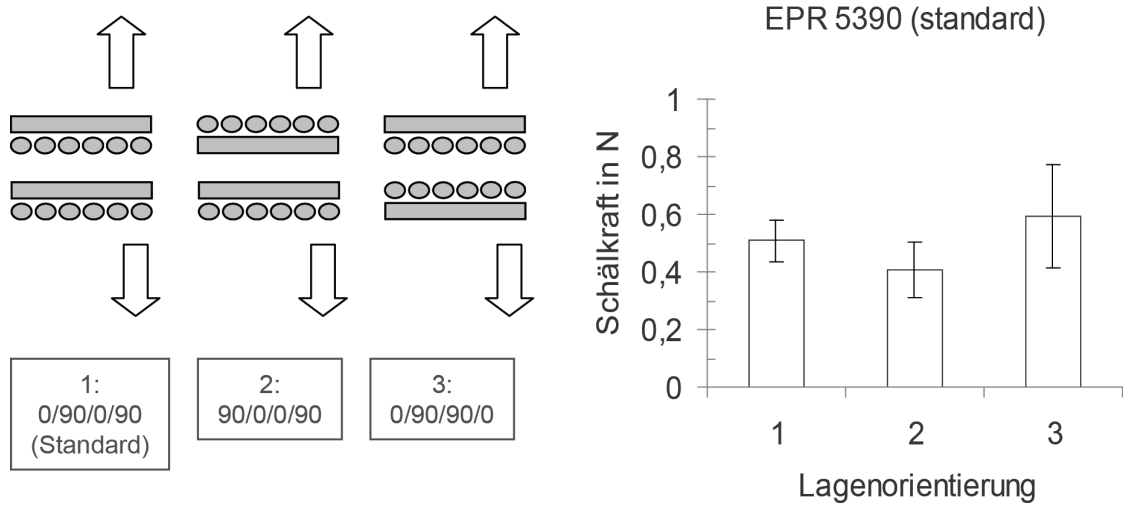


Abbildung 4.26: Einfluss der Lagenorientierung auf die Schälkraft

bung beteiligten, auf der Außenseite liegenden 90°-Rovings lösen sich jedoch teilweise aus dem Biaxialverbund. Der Grund hierfür ist das Durchtrennen der Nähfäden während des Tests.

In Richtung #3 orientierte Proben werden ebenfalls ohne Beeinträchtigung der Faserausrichtung in der Zwischenschicht getrennt, weisen im Unterschied zu #2 aber auch keinerlei Herauslösen der Nähfäden auf. In der Standardlagenorientierung ergeben sich die gleichen Ergebnisse wie für #3.

Diese Zerstörung der Maschenfadenstruktur kann in anderen Tests auch für die Standardlagenorientierung beobachtet werden. Sie tritt nur für eine bestimmte Orientierung der Maschenfäden auf, welche auf Ober- und Unterseite des Halbzeugs unterschiedliche Fadenverläufe aufweisen. Die Abbildung 4.27 veranschaulicht die Ergebnisse.

Die Preform besitzt einen unverklebten Startbereich, von dem aus der Riss initiiert wird. In einem Anlaufbereich werden einzelne Nähfadensegmente durchtrennt. Die davon betroffene Einzellage des Biaxialgeleges bleibt jedoch mit ihrer zugehörigen zweiten Einzellage verbunden, da weitere Nähfäden den Zusammenhalt sichern. Im Anschluss an die Anlaufphase, die wegen der 45°-Orientierung der Nähfäden genauso lang, wie die Preform breit ist, beginnt der Probenbereich, in dem das charakteristische Versagen auftritt. Hier sind die Nähfäden einer Biaxiallage vollständig durchtrennt. Durch den Binder in der Zwischenschicht wird die innere Einzellage der betroffenen Biaxiallage mit der anderen

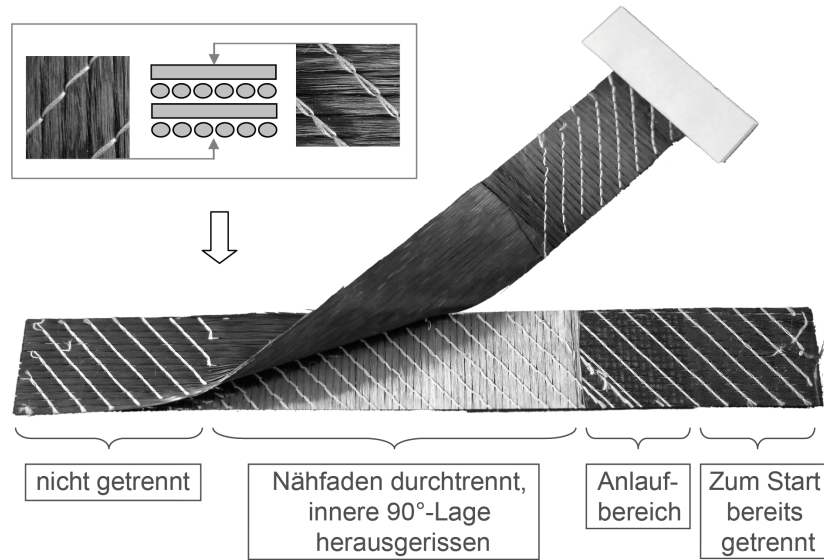


Abbildung 4.27: Erläuterung des maschenfadenorientierungsabhängigen Versagensverhaltens

Biaxiallage verbunden. Typischerweise ist davon die innen liegende 90°-Lage betroffen, wobei in Einzelfällen auch die außen liegende 90°-Lage abgelöst wird.

Offensichtlich ist das die Schälkraft limitierende Element in diesem Fall die Festigkeit der Maschenfadenstruktur. Zwei verschiedene Versagensmechanismen können beobachtet werden. Einerseits werden die Rovings durch die Nähfadenschlaufe hindurchgezogen. Der Nähfaden reißt in der von der Schlaufe gebildeten Bucht und gibt den Roving dadurch frei. Andererseits schnürt sich der Nähfaden am Umlenkpunkt der Schlaufe, wo eine Masche in die andere greift, selbst ab. Die Verformung des Fadens führt zu einem sehr kleinen Biegeradius, so dass er sich selbst durchtrennt. Für eine weitere Erhöhung der Schälkraft müsste in diesen Fällen die Maschenarchitektur und/oder das Fadenmaterial optimiert werden.

Um die während des Schältests ablaufenden Vorgänge besser zu verstehen, wird der Rissvorgang einer Standardprobe in einem Versuch mit Hilfe eines schnell aushärtenden Harzes eingefroren. Dazu wird die Traversenbewegung der Universalprüfmaschine gestoppt und das Harz in den Risspalt gegeben. Von der Probe werden Mikroskopaufnahmen angefertigt, die zu einem Panorama zusammengefügt werden. Das Resultat ist in Abbildung 4.28 zu sehen.

Es ist deutlich zu erkennen, dass der Riss sich aufgrund der Preformsteifigkeit über

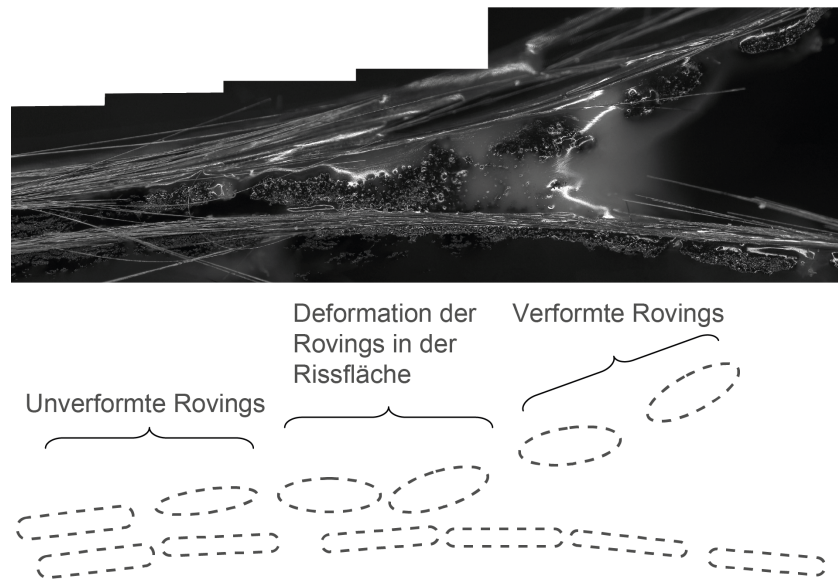


Abbildung 4.28: Panoramaaufnahme eines fixierten Rissbereiches einer Schältestprobe

einen bestimmten Bereich erstreckt, der in diesem Fall ca. zwei Rovings breit ist. Die normal zur Bildebene verlaufenden, in der Preformmitte liegenden Rovings im bereits durchtrennten Probenabschnitt sind im Vergleich mit den Rovings aus dem noch zusammenhängenden Probenabschnitt bzw. von der Unterseite der Probe verformt. Die Ursache hierfür ist der Rissvorgang selbst. Die beiden im Rissbereich befindlichen Rovings sind teilweise mit der oberen und teilweise mit der unteren Lage verbunden. Ihre im unbelasteten Zustand länglich elliptische Form ist dadurch deformiert. Nach der vollständigen Lagentrennung erfolgt eine Rückverformung, obgleich die ursprüngliche Geometrie nicht mehr erreicht wird.

Zusammenfassung der Ergebnisse aus den Schältests

Die Schälkraft hängt in sehr komplexer Art und Weise vom Bindergehalt sowie von den Bindereigenschaften und den damit verbundenen Fließeigenschaften aber auch der Halbzeugarchitektur selbst ab. Der Binderfließvorgang wiederum wird besonders stark von der Aktivierungstemperatur sowie der Aktivierungsdauer beeinflusst. Oberhalb der Binderschmelztemperatur (Binder-T_m) kann der Binder aufgrund von Kapillarkräften in die Filamentzwischenräume fließen. Für niedrige Temperaturen und kurze Zeiten domi-

niert die Deformation der Partikel durch Presskräfte. In beiden Fällen verändern sich die Bindergeometrie und die Binderlokalisation. Für hohe Temperaturen und lange Zeiten wird der Einfluss der Kapillarkräfte signifikant. An beiden Enden der Skala ist die Schälkraft Null: am unteren Ende weil die Klebwirkung wegen mangelnder Kontaktfläche von Binder zu Verstärkungsfaden nicht eintritt; am oberen Ende, weil der Binder vollständig aus der Zwischenschicht in die Filamentzwischenräume abgeflossen ist und deshalb keine Klebwirkung in der Zwischenschicht erzielt wird. Aktivierungsdauer und Aktivierungstemperatur sind zu einem gewissen Grad in ihrer Wirkung austauschbar. Bei hoher Abhängigkeit der Viskosität von der Temperatur sind diese Effekte besonders stark ausgeprägt.

4.1.3 3-Punkt-Biegetest

Anhand der 3-Punkt-Biegetests wird untersucht, ob die aus den Schältests gewonnenen Erkenntnisse zum Verformungs- und Fließverhalten des Binders auch bei einer anderen Belastungsart die Ergebnisse erklären können. Dafür werden die Parameter Bindergehalt, Aktivierungstemperatur sowie Aktivierungsdauer für den Binder *EPR 5390* variiert und nach drei Gesichtspunkten ausgewertet: Biege-E-Modul, Biegefestigkeit (R_m : maximale Biegespannung) und Durchbiegung bei Erreichen der Biegefestigkeit.

Einfluss des Bindergehaltes auf das 3-Punkt-Biegeverhalten

Der Biege-E-Modul steigt im Bereich von 0 bis 10 Gew.-% von 35 MPa auf 270 MPa linear mit dem Bindergehalt an. Für sehr hohe Bindergehalte hält der lineare Trend nicht. Bei 100 Gew.-% Bindergehalt erreicht der Biege-E-Modul 5215 MPa (nicht abgebildet). Bis 10 Gew.-% Bindergehalt zeigt die Biegefestigkeit (R_m) ebenfalls einen linearen Trend. Die Durchbiegung steigt zunächst von 0–2 Gew.-% an, weist im Bereich von 2–5 Gew.-% ein Maximum auf und fällt anschließend für 10 Gew.-% wieder ab (Abbildung 4.29).

Damit die Probe gebogen werden kann, ist es notwendig, dass die Filamente selbst biegebar sind und sie sich relativ zu einander bewegen können. Beides ist im unbebinderten Zustand gegeben. Der Binder verringert diese Beweglichkeit, indem er die relative Position der Filamente fixiert. Bei wenigen Klebpunkten, also geringem Bindergehalt, sind noch große Bereiche der Probe zueinander verschiebbar. Mit steigendem Bindergehalt, werden immer mehr Freiheitsgrade eingeschränkt. Somit ist die Erklärung für den Verlauf der Biege-E-Modulkurve sowie der Biegefestigkeitskurve für Bindergehalte bis 10 Gew.-% trivial.

Die Nichtlinearität für den Bindergehalt von 100 Gew.-% ist das Ergebnis der Faserverstärkung. Bei derart hohen Bindergehalten wirkt der Binder nicht mehr als Klebepunkt,

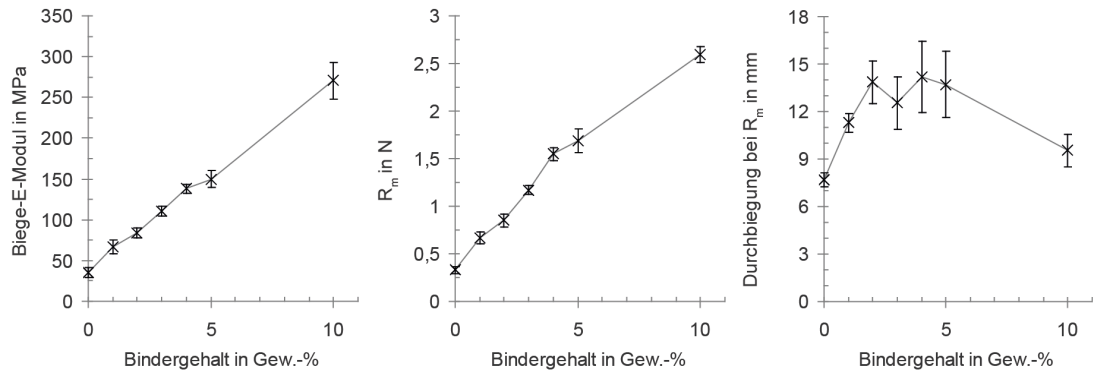


Abbildung 4.29: Ergebnisse der 3-Punkt-Biegetests mit variierenden Bindergehalten (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5)

sondern als Matrixharz, das die Biegebelastung in die Fasern ableitet. Der so entstandene Faserverbundwerkstoff kann in seinen Eigenschaften nicht mit denen einer unimprägnierten Preform verglichen werden.

Zur Erklärung des Verlaufs der Durchbiegungskurve muss die Architektur des Verstärkungshalbzeugs berücksichtigt werden. In den drei Bereichen der Kurve (Anstieg, Maximum, Abfall) interagieren Binder und Verstärkungshalbzeug auf verschiedene Art und Weise.

Aus Abbildung 4.28 wird ersichtlich, dass die Rovings sich bei Belastung innerhalb gewisser Grenzen verformen können. Diese Grenzen werden unter anderem durch die Maschen des Nähfadens vorgegeben. Für eine solche Verformung muss ein Widerstand überwunden werden, da die Nähfadenspannung und die Reibung der Filamente aneinander dem entgegen wirken.

Bei geringen Bindergehalten ist entweder dieser Widerstand größer als die Kraft, die über die Klebpunkte übertragen werden kann, wodurch sie versagen oder die Biegung der Probe findet in anderen, unfixierten Bereichen statt. In beiden Fällen wird die Biegefestigkeit bereits bei kleinen Durchbiegungen erreicht. Ohne Binder gleiten die Verstärkungslagen aneinander ab, weswegen die Biegefestigkeit noch niedriger liegt.

Eine höhere Anzahl an Klebepunkten durch einen höheren Bindergehalt führt dazu, dass eine höhere Kraft in den Roving übertragen wird und dieser verformt werden kann. Gleichzeitig ist die Verformung anderer Preformbereiche mit geringerem Widerstand nicht möglich, da der Fixierungsgrad durch die gestiegene Bindermenge zu hoch ist. Dadurch baut sich eine höhere Spannung auf und die Durchbiegung, bei der diese Spannung maximal ist, wird erst bei höheren Werten erreicht.

Die weitere Erhöhung des Bindergehaltes ermöglicht es noch größere Kräfte auf den Roving zu übertragen, schränkt aber dessen Beweglichkeit stark ein. Die Biegefestigkeit wird aus diesem Grund früh im Test, also für niedrige Durchbiegungen, erreicht. Die weitere Verformung der Probe ist möglich und wird im Versuch auch durchgeführt, allerdings sinkt hierfür die benötigte Kraft und damit die Spannung, weil die Klebestellen der mit viel Binder versteiften Preform während der Verformung schichtweise versagen (vgl. Abbildung 3.5).

Generell gilt für die Biegetests, dass eine komplexe Beanspruchung der einzelnen Klebpunkte vorliegt. Während auf makroskopischer Ebene von Biegung gesprochen werden kann, führen die Verschiebe- und Umordnungsvorgänge im Textil, welche die große Verformbarkeit überhaupt erst ermöglichen, auf mikroskopischer bzw. Binderpartikelebene zu kombinierten Beanspruchungen. Neben Biegung spielen hier auch Scherung sowie Zug und Druck eine Rolle.

Einfluss der Aktivierungstemperatur auf das 3-Punkt-Biegeverhalten

Der Biege-E-Modul der mit 60 °C aktivierten Preformen liegt im Mittel bei 40 MPa und damit nur geringfügig über dem Wert der unbedingten Proben. Zwischen 70 und 80 °C springt der Wert auf mehr als das Doppelte (88 MPa) und verharrt dann für Aktivierungstemperaturen von 90 bis 130 °C auf einem etwas niedrigeren aber einheitlichen Niveau zwischen durchschnittlich 83 und 72 MPa. Die Ergebnisse für die Biegefestigkeit weisen ebenfalls ein zweigeteiltes Bild auf mit einer Verdopplung von 0,39 N bei 60 °C auf 0,85 N bei 80 °C. Der Verlauf der Ergebnisse zur Durchbiegung lässt kein klares Muster erkennen (Abbildung 4.30).

Die zeit- und temperaturabhängigen Änderungen der Bindermorphologie wurden in den vorangegangenen Abschnitten erläutert. Das hier beschriebene Verhalten wird darauf zurückgeführt. Die gewählten Aktivierungsparameter in Kombination mit niedrigen Aktivierungstemperaturen genügen nicht, um ausreichend Binderfließen/-verformung zu ermöglichen, damit die Fläche des Binders am Filament und damit die Adhäsion eine signifikante Größe erreicht. Sobald dies durch entsprechend erhöhte Aktivierungstemperaturen gewährleistet ist, tritt eine sprunghafte Eigenschaftsänderung der Preform ein.

Einfluss der Aktivierungsdauer auf das 3-Punkt-Biegeverhalten

Die Werte für den ermittelten Biege-E-Modul schwanken von 83 bis 100 MPa für die verschiedenen Aktivierungsdauern. Ebenso schwanken die Werte für die Biegefestigkeit im Bereich von 0,86 bis 1,08 N. Die Durchbiegung bei R_m ist ebenfalls konstant bei Werten um 12 mm (Abbildung 4.31).

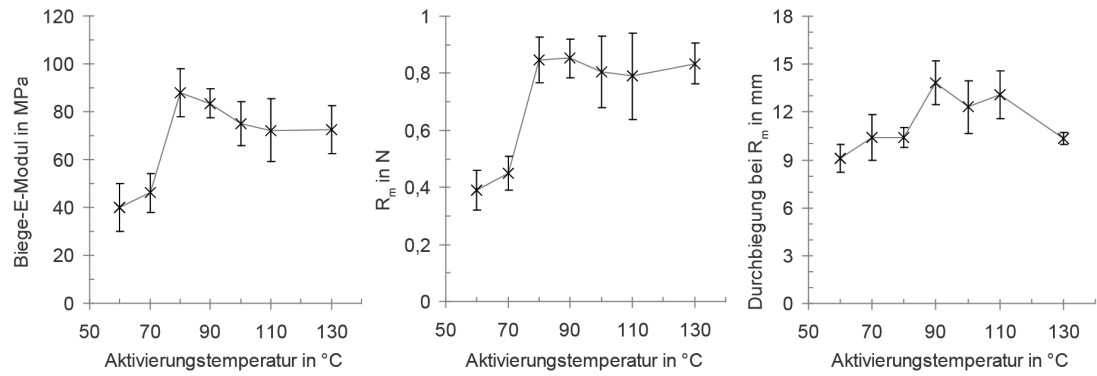


Abbildung 4.30: Ergebnisse der 3-Punkt-Biegetests mit variierenden Aktivierungstemperaturen (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5)

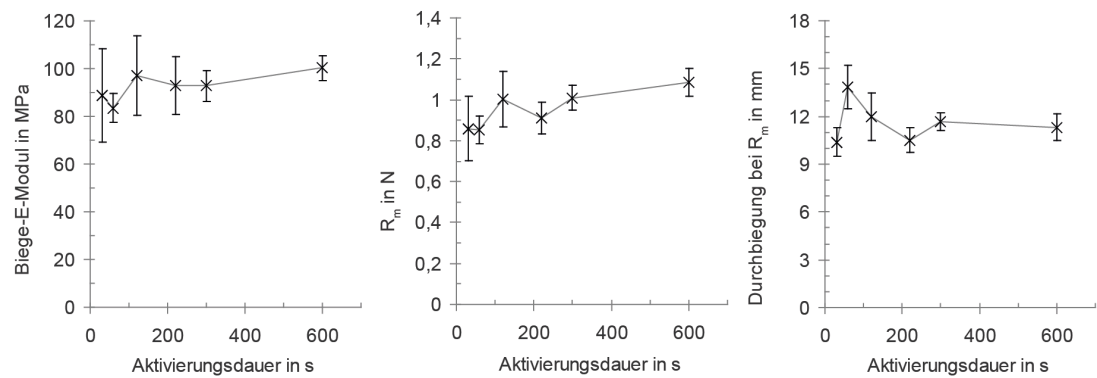


Abbildung 4.31: Ergebnisse der 3-Punkt-Biegetests mit variierenden Aktivierungsdauern (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5)

Interessant ist der Einfluss der Aktivierungsdauer auf das Biegeverhalten im Vergleich zum Einfluss auf das Schälverhalten. Die Austauschbarkeit von Zeit und Temperatur ist insofern nicht gegeben, als dass die Versteifungswirkung im Biegetest durch einen anderen Mechanismus hervorgerufen wird.

Für den Schältest ist entscheidend, dass die Verstärkungslagen einen Verbund bilden. Fließt der Binder aufgrund entsprechender Aktivierungsparameter aus der Zwischenschicht in die Filamentzwischenräume, sinkt die Schälkraft auf null. Im Biegetest hingegen wird auch dann eine Versteifung erzielt, wenn nur die Lagen als solches versteift werden, ohne einen Verbund untereinander einzugehen. Obwohl ein Schubverbund aus allen Verstärkungslagen das Biegemoment zwar aufgrund geometrischer Faktoren (Steinerscher Anteil) weiter erhöhen würde, ist er nicht zwingend erforderlich, um im Vergleich zu einer unbedingten Probe eine Erhöhung des Widerstandes gegen Biegung zu erreichen.

Es genügt daher, den Binder so lange zu aktivieren, dass überhaupt eine Klebwirkung erzielt wird. Fließt der Binder wegen langer Aktivierung oder hoher Aktivierungstemperatur aus der Zwischenschicht ab, dann geht nur ein Teil des Steinerschen Anteils verloren, nicht aber die gesamte Versteifungswirkung. Da die Probendicke mit 2 mm relativ gering ist, ist dieser Beitrag allerdings ebenfalls niedrig.

Zusammenfassung der Ergebnisse der 3-Punkt-Biegetests

Die Binderwirkung tritt ein, sobald ausreichend Adhäsion zwischen Binder und Filament gegeben ist. Dabei ist unerheblich, ob der Binder zwischen den Verstärkungslagen vorliegt oder durch Kapillarkräfte in die Lage selbst geflossen ist. Die Bildung eines Schubverbundes ist nicht notwendig zur Erzielung einer Versteifungswirkung. Bei gleichzeitigen Anforderungen an die Versteifung gegen Schäl- und Biegekräfte kann die Auslegung daher allein auf die Schäleigenschaften hin erfolgen.

4.1.4 Kompaktierung

Neben dem Ablösen zweier verbundener Halbzeuglagen (Schälen) und der punktuellen Belastung der Preform (Biegung) stellt die großflächige Verpressung des Lagenstapels (Kompaktierung) den dritten Hauptbelastungsfall dar. Die Bewertung des Kompaktierungsverhaltens eines Verstärkungshalbzeugs erfolgt anhand verschiedener Kriterien (Abbildung 4.32):

1. die Anfangsdicke bzw. der Springback bezogen auf das Preforming mit 3,0 mm Ausgangsdicke

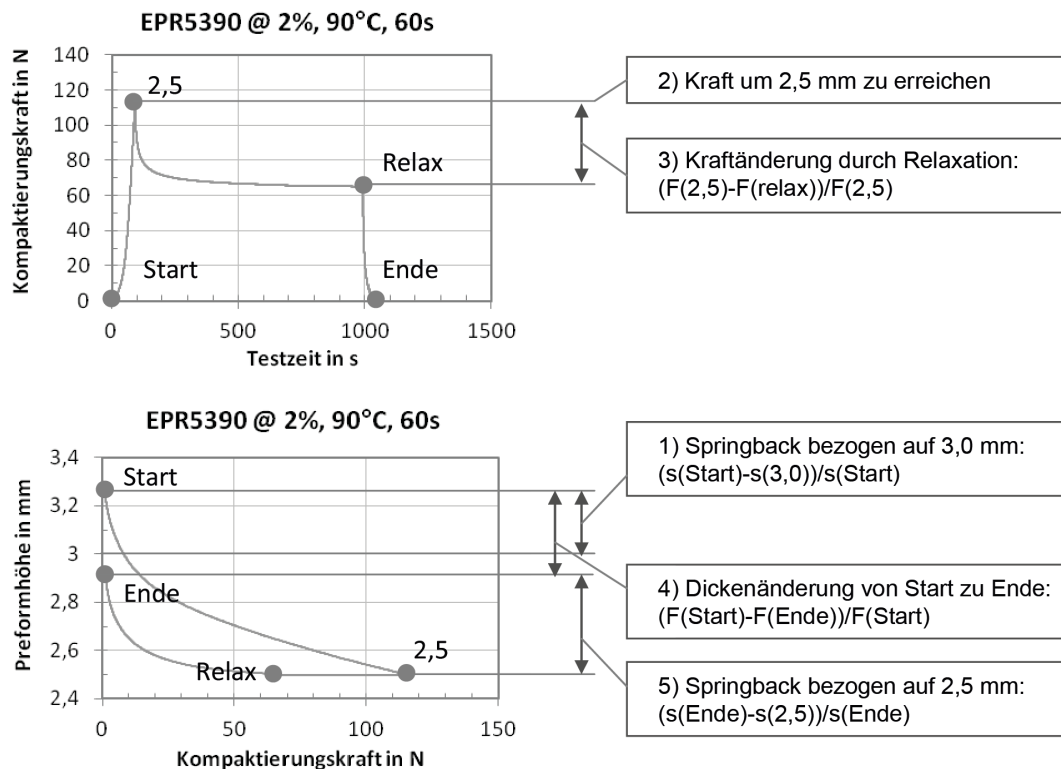


Abbildung 4.32: Visualisierung der markanten Punkte für die Auswertung eines Kompaktierungszyklus

2. die Kraft, die notwendig ist, um den gewünschten Faservolumengehalt bzw. die entsprechende Preformdicke von 2,5 mm zu erreichen
3. die Kraftabnahme während der Relaxation
4. die Dickenänderung zwischen Start- und Endpunkt des Tests
5. der ebenfalls aus der Enddicke folgende Springback bezogen auf die minimale Preformhöhe von 2,5 mm

Einige Vorüberlegungen müssen bei der Analyse der Ergebnisse zum Kompaktierungsverhalten berücksichtigt werden. Das getestete Probenvolumen stellt einen repräsentativen Ausschnitt dar, was durch die gewählte Probenfläche sowie Lagenanzahl sichergestellt

ist. Beim Pressen einer kompakten Probe, würde der Druck-E-Modul ermittelt. Die vorliegenden Proben sind jedoch porös und inhomogen aufgebaut, was zu lokalen Druckschwankungen innerhalb des Probenvolumens führt. Als Resultat der Druckschwankungen sowie der vorhandenen Hohlräume können Ausgleichsbewegungen der zueinander beweglichen Verstärkungsfäden stattfinden. Für die Preforms sind also sowohl elastische (reversible) als auch plastische (irreversible) Verformungsanteile zu erwarten. Weiterhin sind einige Vorgänge zeitabhängig, so dass sowohl viskoelastisches als auch viskoplastisches Materialverhalten auftritt. Der experimentelle Aufbau erfasst dabei die in Dickenrichtung ablaufenden Verformungen.

Bei der Bewertung der Ergebnisse von unbebinderten Proben wird davon ausgegangen, dass die Ursachen für das gemessene Verhalten gleichermaßen auf das gesamte Probenvolumen verteilt vorliegen. Mit Binder versehene Proben hingegen besitzen andere Voraussetzungen. Der Binder liegt nach dem Auftragen lediglich in der Zwischenschicht vor. Die vorangegangenen Versuche haben deutlich gemacht, dass durch die Binderaktivierung ein Binderfluss in die Verstärkungslage hinein möglich ist.

Daher kann die Position des Auslösers (nämlich des Binders) für eventuell zwischen den Proben vorhandene Unterschiede auf wenige Probenbereiche beschränkt sein. Er kann in einer distinkten Zwischenschicht vorliegen oder einen bestimmten Teil des Verstärkungshalbzeugs infiltriert haben.

Daraus folgt, dass eine Kombination aus bebindertem und unbebindertem Material bewertet wird. Allerdings sind so auch Rückschlüsse auf die Eindringtiefe des Binders in das Verstärkungshalbzeug möglich. Je größer die Dickenänderung bei ansonsten gleichen Bedingungen ist, umso größer ist das vom Binder beeinflusste Halbzeugvolumen und, wegen des über der Fläche gleichmäßigen Binderauftrages, automatisch auch die Eindringtiefe des Binders.

In den folgenden Abschnitten zur Ergebnisdarstellung der Kompaktierungstests werden schwerpunktmäßig Proben miteinander verglichen, die in einem vorangegangenen Preformingschritt hergestellt worden sind. Die angegebenen Parameter sind die des vorgelagerten Preformings, nicht die des Tests. Während das Preforming also einen ersten Kompaktierungszyklus unter Heißpresseinfluss darstellt, der aber nicht instrumentiert ist, wird in dem Kompaktierungstest ein zweiter Kompaktierungszyklus bei Raumtemperatur gefahren.

Ausgenommen davon sind die mit „Zwick“ gekennzeichneten Ergebnisse. Hier wird das Preforming in der Universalprüfmaschine durchgeführt. Diese Ergebnisse stellen also direkt das Probenverhalten während des ersten Heißpressens dar.

Springback bezogen auf 3,0 mm

Die Anfangsdicke $s(\text{Start})$ beschreibt den Zustand zu Beginn des Tests. Der Lagenstapel ist zu diesem Zeitpunkt entweder lose geschichtet und wird nun in der Prüfmaschine zu einer Preform verpresst (in den Diagrammen gekennzeichnet durch den Zusatz „Zwick“). Oder die bereits vor dem Test heißgepresste Preform wird ohne weitere Vorformung getestet. Dieses Vorgehen ist der Standardfall.

Der Test ist den Abläufen in einer realen RTM-Produktion nachempfunden. Er simuliert das Einlegen einer Preform in ein Werkzeug, dessen Schließen auf eine gewünschte Bauteilsolldicke, den Verbleib der Preform in diesem Zustand bis zum Abschluss der Injektion und das anschließende Öffnen des Werkzeugs. In der Produktion würde das Werkzeug selbstverständlich erst nach dem Gelieren bzw. Aushärten des injizierten Matrixharzes geöffnet werden, so dass das hier gemessene Verhalten des textilen Halbzeugs während der Öffnungsphase keine Entsprechung im RTM-Prozess besitzt.

Die Anfangsdicke ist der Zustand, der in der Preform nach deren Erzeugung und einer beliebigen Lagerdauer zwischen Erzeugung und Test vorhanden ist. Die Differenz aus der bekannten Preforminghöhe (3,0 mm) und der Anfangsdicke ist der Springback bezogen auf die Preforminghöhe. Er tritt als Rückstellung der Preform auf eine neue Dicke nach der Entlastung auf. Diese Ergebnisse sind in Abbildung 4.33 dargestellt.

- Einfluss der Bindertypen

Der Springback liegt mit 12 % am höchsten für eine unbebinderte Probe (Abbildung 4.33). Den höchsten Wert für den Springback einer bebinderten Probe nach Heißpressen liefert EPR 5390 mit im Mittel 10 %. Der niedrigste Wert liegt bei ca. -2 % für PA 1412, was eine Startdicke von im Mittel weniger als 3,0 mm bedeutet. Die Ergebnisse unterliegen großen Schwankungen, sowohl innerhalb einer Versuchsreihe (z. B. PA 1300) als auch über die Bandbreite aller Bindertypen. Die vier Vliesbinder weisen den geringsten Springback auf.

Die Viskosität von PKHP liegt bei 140 °C mit 89000 Pa·s um fast zwei Größenordnungen höher als für EPR 5390 bei 90 °C mit 2500 Pa·s. In der gegebenen Preformingdauer von 60 s sind die möglichen Fließwege von EPR 5390 in der textilen Verstärkungsstruktur daher länger, wodurch potentiell mehr Verstärkungsfäden verklebt werden könnten. Dennoch führt dies im Vergleich mit PKHP nicht zu einem geringeren Springback.

Ein Erklärungsansatz hierfür ist, dass die Kapillarkräfte hauptsächlich in Verstärkungsfadenrichtung wirken und der Binderfluss dieser Vorgabe folgt. Dadurch verteilt sich der Binder tendenziell an der Oberfläche einer textilen Verstärkungslage, anstatt tief in sie einzudringen. Größere Binderpartikel können über einen länge-

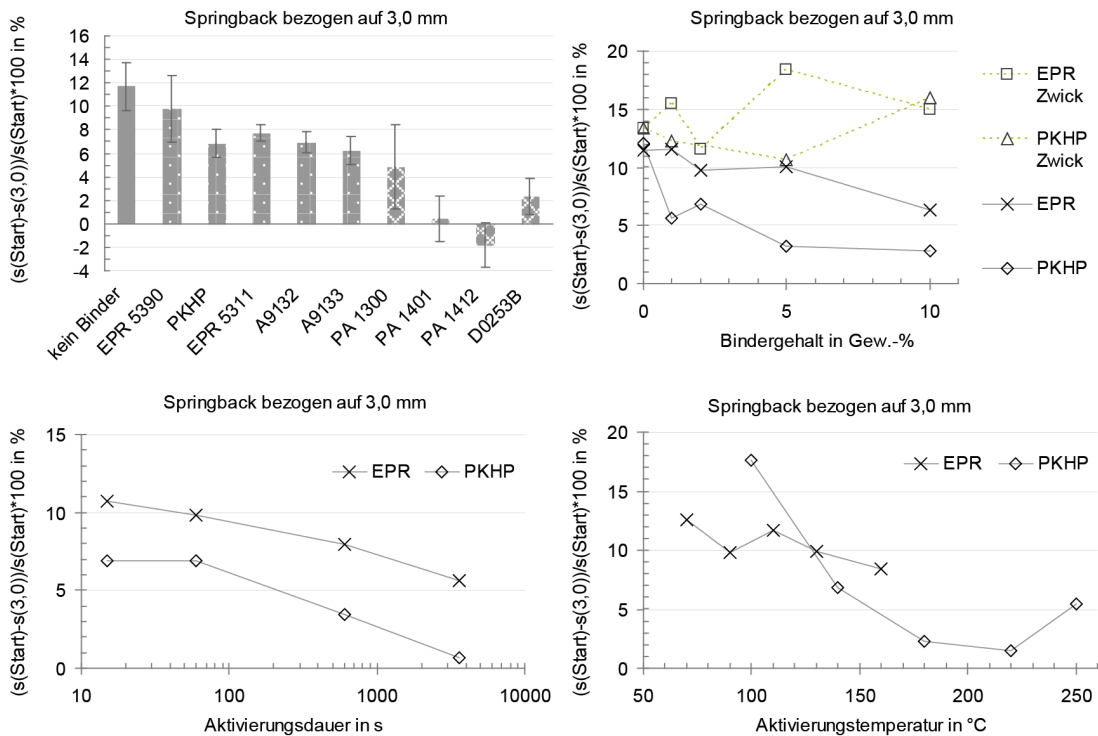


Abbildung 4.33: Abhängigkeit des Springback (3,0 mm) von den Preformingparametern (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5)

ren Zeitraum fließen, wodurch eine höhere Penetrationstiefe und somit auch eine stärkere Binderwirkung erreicht wird.

Allerdings ist diese Theorie allein nicht in der Lage, die Kompaktierungsergebnisse zu erklären. Die mittleren Partikeldurchmesser korrespondieren nicht mit der jeweiligen Höhe des Springback. Weiterhin sprechen die Binderviskositäten gegen diese These.

Neben dem kapillaren Fließen besteht außerdem die Möglichkeit des Fließens oder zumindest der Verformung aufgrund von (äußerem) Pressdruck. Durch die Schließbewegung der Werkzeughälften wird ein solcher Druck auf die Binderpartikel ausgeübt.

Es ist gesichert, dass PKHP bei den gewählten Aktivierungsparametern hauptsächlich verformt wird. Der Binder umfließt die Verstärkungsfäden nicht, vielmehr wer-

den sie in ihn hineingequetscht. Da die Vliesbinder durch ihre inhomogene Struktur den Binder lokal konzentrieren, ist davon auszugehen, dass er in der kurzen Aktivierungsdauer nur zu einem geringen Teil abfließt. Demnach bleiben auch für die Vliesbinder große Mengen pastöser Binder in der Zwischenschicht, in die die Filamente hineingepresst werden. Der niedrige Springback mit den Vliesbindern sowie PKHP gegenüber z. B. den beiden EPR-Bindertypen kann damit erklärt werden.

Dennoch genügen diese Ansätze nicht, um sämtliche Ergebnisse einheitlich zu erklären. Die bisherigen Überlegungen versuchen, die Messergebnisse auf unterschiedliches Binderverhalten zurückzuführen. Tatsächlich ist aber nicht nur der Binder, sondern mit ihm auch die Aktivierungstemperatur von Versuchsreihe zu Versuchsreihe verschieden.

Dem Test vorgelagert ist das Preforming. Hier wird die Probe bereits einem vollen Kompaktierungszyklus ausgesetzt (vgl. Kapitel 3). Während des Heißpressvorgangs, der bei der gewählten Binderaktivierungstemperatur durchgeführt wird, finden Umordnungsvorgänge der Verstärkungsfäden statt. Die aufgebrachte Spannung wird durch diese plastischen Verformungen abgebaut (vgl. Kapitel 3.2.1 und Abbildung 3.5). Höhere Temperaturen begünstigen diese Umordnungsvorgänge, so dass in gleicher Zeit eine größere plastische Verformung stattfindet [15].

Nach dem Öffnen der Heißpresse sind die Binder noch schmelzflüssig. Ihre Fixierwirkung ist nur gering und beruht letztlich auf der Viskosität der Binder. Der Anteil der Verformung, der elastisch in der Preform gespeichert ist, ruft eine Rückverformung gegen diesen Widerstand hervor. Dadurch wird der Zustand vor dem Heißpressen teilweise wiederhergestellt.

Wenn also der elastische Anteil während des Heißpressens kaum durch Relaxationsprozesse vermindert worden ist, dann wird dadurch ein hoher Springback hervorgerufen, der nun im zweiten Kompaktierungszyklus, also dem eigentlichen Test, gemessen wird. Dies ist der Fall für Binderaktivierungen bei niedrigen Temperaturen, wie z. B. bei EPR 5390. Demgegenüber ist die Binderaktivierungstemperatur für A9132 sowie A9133 mit 160 °C deutlich höher. In diesem Fall wird ein großer Teil der Spannungen abgebaut und der relaxierte Zustand durch den abkühlenden Binder teilweise fixiert. Besonders deutlich ist dieser Zusammenhang für PA 1412, das mit 193 °C bei der höchsten Temperatur aktiviert wird und das einen durchschnittlichen Springback von kleiner Null aufweist.

Ist darüber hinaus die Viskosität des Binders gering und bleibt der Binder während des Abkühlvorgangs der Preform lange fließfähig, dann ist der Widerstand gegen die Rückverformung über einen langen Zeitraum hinweg niedrig, so dass der Springback hoch ausfällt. Diese Merkmale treffen ebenfalls auf EPR 5390 zu.

Es wird deutlich, dass die Eigenschaften des Verstärkungstextils einen sehr großen Einfluss auf das Kompaktierungsverhalten haben. Die gemessenen Unterschiede können nur durch das Zusammenspiel von Binder- sowie Halbzeugeigenschaften erklärt werden. Eine kurze Rechnung soll die Verhältnisse verdeutlichen:

Im Mittel liegt die Anfangsdicke der Proben mit verschiedenen Bindertypen bei 3,15 mm. Der mittlere Springback von 0,15 mm verteilt sich auf 6 Lagen und beträgt daher ca. 0,025 mm/Lage. Eine Lage hat im entlasteten Zustand eine Höhe von ca. 0,52 mm während der mittlere Binderpartikeldurchmesser 111 μm beträgt. Würde der Binder also in der Größenordnung des Partikeldurchmessers in das Verstärkungstextil eindringen, dann wären ca. 20 % der Einzellagenhöhe durch den Binder penetriert. Wegen der in den jeweiligen Raumrichtungen unterschiedlichen Kapillarkräfte wird ein Binderpartikel hauptsächlich entlang der Faserrichtung fließen. Somit ist das Eindringen bis in eine Tiefe, die seinem Durchmesser entspricht als obere Abschätzung anzusehen. Darüber hinaus kann angenommen werden, dass der Binder sich gleichmäßig auf beide angrenzenden Halbzeuglagen verteilt.

Die Mikroskopanalysen legen nahe, dass der Binder in einem hochviskosen Zustand nur 2–3 Filamentdurchmesser tief, also 14–21 μm , in das Verstärkungstextil eindringt, was weniger als 5 % der Gesamtdicke bedeutet. Für übliche Aktivierungsparameter ist es daher plausibel, davon auszugehen, dass die maximale Eindringtiefe in der Größenordnung der erwähnten 20 % von der Einzellagendicke liegt. Die restlichen 80 % des Verstärkungshalbzeugs wären demnach lediglich von den Binderaktivierungsparametern nicht aber vom Binder selbst beeinflusst (Abbildung 4.34).

Der Springback ohne Binder beträgt ca. 12 %. Bei einer angenommenen Gleichverteilung des Springback über der Preformhöhe könnten also lediglich zwanzig Prozent davon fixiert und somit durch Bindereinsatz vermieden werden.¹⁰ Die darüber hinaus gehenden binderabhängig gemessenen Unterschiede im Springback sind demnach Veränderungen im außerhalb der Bindereinflusszone liegenden Verstärkungstextil. Sie werden durch das temperaturabhängige Relaxationsverhalten der unbinderten Preformanteile hervorgerufen.

- Einfluss des Bindergehaltes

Die Tränkung der Halbzeugoberfläche mit Binder nimmt mit steigendem Bindergehalt zu. Die Fixierwirkung erstreckt sich somit auf eine größere Anzahl Verstärkungsfäden. Entsprechend sinkt mit wachsendem Bindergehalt die Höhe des

¹⁰Durch Nesting der Einzellagen, welches in der Zwischenschicht stattfindet, ist diese Annahme nicht vollkommen zutreffend.

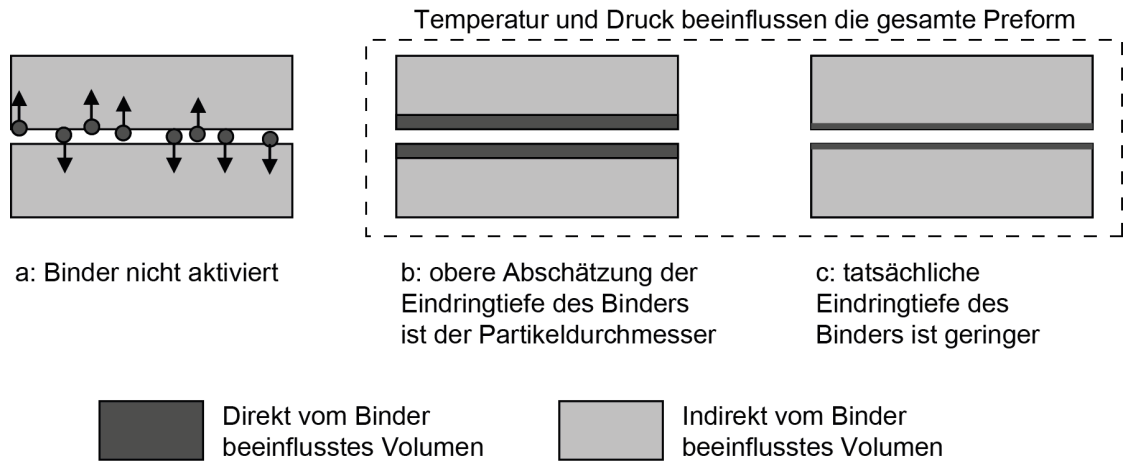


Abbildung 4.34: Schematische Darstellung der Einflusszone des Binders

Springbacks. Ausgehend von einem Bindergehalt von 0 Gew.-% und einem Springback von 12 % sinkt der Springback für EPR 5390 auf 6,3 % und für PKHP auf 2,8 % bei einem Bindergehalt von in beiden Fällen 10 Gew.-% (Abbildung 4.33). Der bereits erwähnte Einfluss der Verformung der Binderpartikel unter dem äußeren Pressdruck kann die Fixierwirkung verstärken. Die Presskraft in der Heißpresse ist ausreichend hoch, um die gewünschte Preformhöhe von 3,0 mm in jedem Fall zu erreichen. Würde der in der Preform enthaltene Binder auf ein kompaktes Volumen reduziert werden, so wäre es nach Formel 3.1 bei 10 Gew.-% Bindergehalt ca. 0,165 mm hoch. Aufgrund von Nestingeffekten ist die tatsächliche Dickenzunahme geringer, aber dennoch ergibt sich daraus eine zusätzliche Reaktionskraft der Preform. In dem gleichen Volumen ist mehr Material versammelt, wodurch während des Preformings mit steigendem Bindergehalt der Binder stärker in die Filamentzwischenräume gepresst wird. Eine mögliche Folge ist, dass er dadurch tiefer liegende Filamente fixiert und somit der Springback zusätzlich reduziert wird. Der daraus resultierende zusätzliche Anteil an der Fixierwirkung ist aufgrund der geringen Eindringtiefe des Binders jedoch ebenfalls gering.

Für die Ergebnisse der in der Universalprüfmaschine gepreformten Proben lassen sich keine Aussagen hinsichtlich des Springback treffen, da die Startdicke hier die Dicke von lose geschichteten, bebinderten, noch nicht gepreformten Einzellagen darstellt. Die Dicke des kompakten Bindervolumens (0,165 mm) entspricht einem Wert von 4,7 % der durchschnittlichen Startdicke von 3,52 mm.

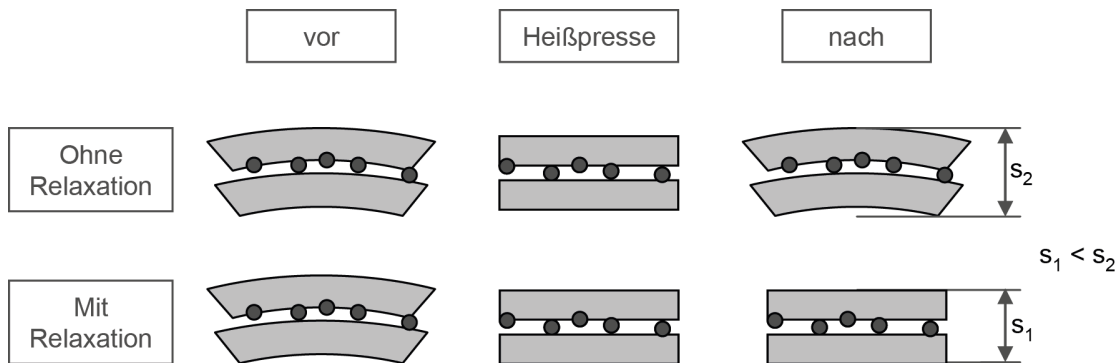


Abbildung 4.35: Schematische Darstellung der Auswirkung der Relaxation auf die Preformhöhe

- Einfluss der Aktivierungsdauer und der Aktivierungstemperatur

Für lange Aktivierungsdauern spielen Binderfließen und insbesondere Kapillareffekte eine zunehmend wichtige Rolle. Die Springbackhöhe sinkt mit steigender Aktivierungsdauer. Sie sinkt weiterhin mit steigender Aktivierungstemperatur (Abbildung 4.33).

Beide Parameter wirken auf das Relaxationsverhalten der unbedingten Preformanteile. Neben den bereits beschriebenen Zusammenhängen von Temperatur und Relaxation ist die Dauer der Relaxation ebenfalls von Bedeutung. Die prozentual stärksten Veränderungen finden in den frühen Zeiträumen des Relaxationsvorgangs statt. Für sehr lange Relaxationszeiten verlangsamt sich die Abnahme der Reaktionskraft der Probe.

Weiterhin entscheidet der Zeitpunkt der Erstarrung des Binders in Relation zur Relaxationsphase über das Probenverhalten. Wird die bebinderte Preform im Anschluss an eine lange Relaxationsphase abgekühlt, so wird der durch plastisches Fließen entstandene, entspannte Zustand fixiert. Der Binder muss nur geringe Reaktionskräfte aufnehmen. Wird hingegen ein nicht relaxierter Zustand fixiert, so ist die Belastung des Binders höher (Abbildung 4.35).

Darüber hinaus begünstigt die Erhöhung beider Parameter das Fließen des Binders und damit das Fixieren tiefer liegender Halbzeugschichten – einerseits aufgrund von Kapillareffekten bei langen Aktivierungsdauern und andererseits aufgrund von niedriger Binderviskosität durch Temperaturerhöhung.

Obwohl die Eindringtiefe des Binders in das Verstärkungshalbzeug gering ist, ist seine Fixierwirkung in diesem Fall viel weiter gefasst. Die Versteifung findet nicht

nur hinsichtlich einer Dickenänderung statt, sondern auch in Bezug auf lokale Biegung oder Scherung der Preform.

In der Theorie wird eine Verstärkungslage als gleichbleibend dicke Schicht mit ebenen, planparallelen Deckflächen aufgefasst (vgl. Annahmen zur CLT in [177]). Kompaktierung bedeutet hierbei die gleichmäßige Reduzierung der Schichtdicke und Springback die gleichmäßige Rückverformung in Richtung der Ausgangshöhe. Der Binder dringt durch die Aktivierung bis zu einer bestimmten Dicke in die Schicht ein und modifiziert das Verhalten des betroffenen Volumens. Je tiefer der Binder eindringt, umso größer die Veränderung. Da der Binder das Verstärkungstextil allerdings nur wenige Filamente tief benetzt, kann er die Kompaktierung und auch den Springback nur wenig beeinflussen.

In der Realität liegen innerhalb der Verstärkungslagen jedoch lokale Dickenänderungen verbunden mit Faserondulationen vor. Die Nähfäden erzeugen ebenfalls Bereiche mit veränderlicher Filamentdichte. Innerhalb der Rovings sind die Verstärkungsfäden nicht alle ideal parallel angeordnet. In der Summe sind die Einzellagen lokal gebogen und geschert.

Selbst unter idealen Testbedingungen bedeutet Kompaktierung für ein reales Verstärkungshalbzeug also neben einer Dickenänderung auch immer eine lokale Biege- und Scherbelastung. In Kombination mit der inhärenten Textilsteifigkeit entsteht durch den Binder eine Fixierwirkung, die derartige Verformungen beeinflussen kann (vgl. Ergebnisse zur 3-Punkt-Biegung). Signifikante Effekte werden auch dann erzielt, wenn der Binder nur die Halbzeugoberfläche benetzt. Die so fixierten und dadurch versteiften, oberflächennahen Halbzeuggbereiche erschweren die Verformung der anderen, nicht bebinderten Preformbereiche. Dadurch wird eine bleibende Kompaktierung erzielt, die als globale Dickenänderung wahrgenommen wird. Obwohl der Binder wegen seiner geringen Eindringtiefe direkt nur wenig Einfluss auf die Dickenänderung nehmen kann, ist seine Wirkung durch indirekte Effekte dennoch maßgeblich für das beobachtete Kompaktierungsverhalten verantwortlich.

Kraft um 2,5 mm zu erreichen (FVG = 41 %)

Ein weiteres Kriterium zur Beurteilung des Kompaktierungsverhaltens unter Einfluss von Binder ist die Kraft ($F(2,5)$), die notwendig ist, um den gewünschten Faservolumengehalt zu erreichen. Sie ist eine wichtige Größe für die Auslegung von RTM-Werkzeugen.

Das Verstärkungshalbzeug übt Rückstellkräfte auf das Werkzeug aus, was zu globalen Dickenabweichungen im Bauteil führen kann. Dies hat Abweichungen des Faservolumengehaltes vom Sollwert zur Folge, welche vermieden werden müssen, da sie die Bauteileigenschaften beeinflussen. Die Abbildung 4.36 zeigt die entsprechenden Ergebnisse.

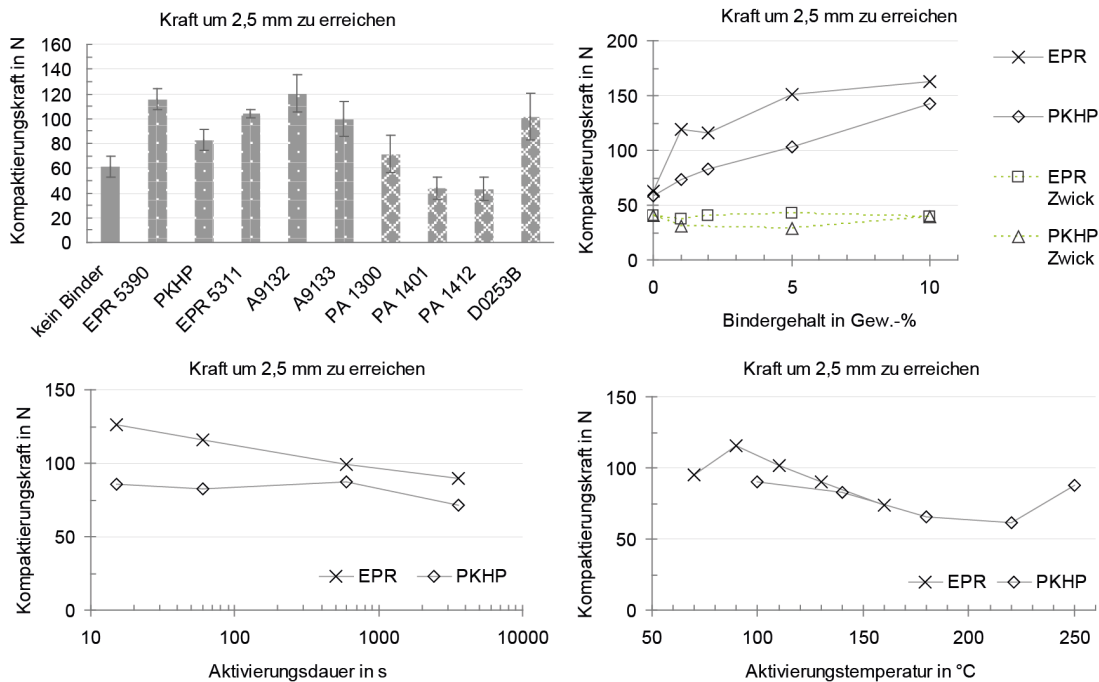


Abbildung 4.36: Abhängigkeit der Kompaktierungskraft von den Preformingparametern (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5)

- Einfluss der Bindertypen

Die Kraft um den gewünschten Kompaktierungszustand von 2,5 mm zu erreichen beträgt für unbebinderte Proben 61,5 N. Verschiedene Bindertypen führen zu verschiedenen großen Veränderungen dieses Wertes. Mit EPR 5390 und A9132 bebinderte Proben weisen im Vergleich zur unbebinderten Referenz eine nahezu doppelt so hohe Kompaktierungskraft auf. Bemerkenswert ist auch, dass die Bebindierung mit PA 1401 und PA 1412 zu einer Kompaktierungskraft von 44 N führt und damit geringer ist als für unbebinderte Proben. Dieses Ergebnis deckt sich mit der Beobachtung des Springbacks von 3,0 mm. Dort ist ein Springback von nahezu null bzw. sogar ein Schrumpf messbar. Die jeweiligen Proben weisen also eine im Vergleich geringere Dicke auf, relativ sind sie demnach bereits vorkompaktiert. Die weitere Kompaktierung auf 2,5 mm benötigt daher weniger Kraft.

Aus dem Vergleich der Verhältnisse der Kompaktierungskräfte untereinander sowie der Werte des Springbacks untereinander kann auf die Versteifungswirkung der

Binder geschlossen werden. Sowohl EPR 5390 als auch Do253B zeigen eine überproportionale Krafterhöhung, wobei zu berücksichtigen ist, dass Do253B ein Bindervlies mit 24 g/m^2 Flächengewicht ist und die Probe somit einen Bindergehalt von 6 Gew.-% besitzt. EPR 5390 als Werkstoff-/Verfahrenskombination hat demnach eine größere spezifische Versteifungswirkung.

Neben den bereits diskutierten Aspekten der Binderlokalisation sind also auch die jeweiligen Materialeigenschaften der Binder entscheidend verantwortlich für die Höhe der Kraft um 2,5 mm Probendicke zu erreichen. Steife Binder wie EPR 5390 lassen weniger Verformung zu als duktile Bindertypen wie PKHP.

- Einfluss des Bindergehaltes

Erwartungsgemäß wächst die Kompaktierungskraft mit steigendem Bindergehalt. Der Einsatz von 1 Gew.-% EPR 5390 verdoppelt die benötigte Kraft im Vergleich zur unbinderten Referenz. Sie erhöht sich weiter bis für 10 Gew.-% eine Kompaktierungskraft von 163 N vorliegt, der Anstieg ist aber geringer als von 0 auf 1 Gew.-%. Der Verlauf der Kurve für PKHP ist gleichmäßiger und erreicht bei 10 Gew.-% Bindergehalt einen Wert für die Kompaktierungskraft von 142 N.

Eine Kombination der bereits angesprochenen Umform- und Fließmechanismen bringt den Binder in Kontakt mit der textilen Verstärkungsstruktur. Je mehr Binder vorhanden ist, umso mehr Filamente können durch den Binder miteinander verbunden werden. Die Freiheitsgrade für eine Verformung der Preform (globale Kompaktierung, lokale Biegung, lokale Scherung) nehmen ab, was letztlich eine Versteifungswirkung bedeutet. Die Kompaktierungskräfte für PKHP-Proben liegen niedriger als für EPR 5390 Proben, da die PKHP-Proben wegen des geringeren Springback bereits stärker vorkonsolidiert sind. Der so fixierte Zustand kommt der Zielgröße von 2,5 mm Dicke näher als bei Proben mit EPR 5390.

Die Nachstellung des Preformvorgangs in der Universalprüfmaschine zeigt zum einen, dass die Preformkompaktierung ein temperaturabhängiger Prozess ist. Die Kompaktierungskraft ist geringer für Proben die auf 90°C bzw. 140°C erhitzt sind als für solche bei Raumtemperatur. Darüber hinaus ist keine signifikante Änderung der Kompaktierungskraft mit der Bindermenge festzustellen, da die Versteifungswirkung erst nach Abkühlen des Binders unterhalb seines Erweichungspunktes eintritt.

- Einfluss der Aktivierungsdauer und der Aktivierungstemperatur

Lange Aktivierungsdauern reduzieren die Kraft, die notwendig ist, um eine Probendicke von 2,5 mm zu erreichen. Für EPR 5390 ist ein Abfall um 29 % von 15 s auf 3600 s messbar, während für PKHP ein geringerer Abfall von 16 % messbar ist.

Dies steht im Zusammenhang mit der stärkeren Vorkonsolidierung als Resultat der erhöhten Relaxation der PKHP-Probe bei der höheren Standardaktivierungstemperatur. Für EPR 5390 hingegen werden diese Relaxationsanteile über die längere Aktivierungsdauer realisiert, so dass der Vergleich von kurzen und langen Zeiten eine größere Differenz aufweist.

Die Aktivierungstemperatur beeinflusst ebenfalls die benötigte Kompaktierungskraft. Für EPR 5390 ist im Bereich von 90 °C bis 160 °C und für PKHP im Bereich von 100 °C bis 220 °C ein Abfall der benötigten Kompaktierungskraft messbar. Der Anstieg für PKHP bei 250 °C ist wahrscheinlich auf die Nähfäden des Verstärkungstextils zurückzuführen. Sie bestehen aus PES, welches seine Glasatemperatur typischerweise bei 225 °C besitzt. Oberhalb dieser Temperatur kann der Nähfaden wie zusätzliche Binder wirken.

Die Binderaktivierung von EPR 5390 bei 70 °C, also nahe dem Erweichungspunkt, ist niedriger als für die Standardpreformingparameter. Die Anbindung des Binders an die Verstärkungsstruktur ist schlechter und somit sinkt auch die Versteifungswirkung. Die Probe enthält zwar Binder, da er aber nicht in vollem Umfang wirksam wird, zeigt das Kompaktierungsverhalten eine Tendenz hin zu einem unbebinderten Zustand.

Kraftänderung durch Relaxation

Während der Relaxationsphase nimmt die Kompaktierungskraft bei konstanter Kavitätshöhe ab. Der Grund hierfür sind Umordnungsvorgänge der Verstärkungsfäden. Wegen der Reibung zwischen den Fäden handelt es sich um einen zeitabhängigen Vorgang, der durch den Zwangszustand, in dem sich die Verstärkungsfäden befinden, getrieben wird. Für die Bauteilfertigung im RTM-Verfahren ist die Relaxation von geringer Bedeutung, dennoch dienen die Ergebnisse zur Beurteilung des Binderverhaltens und werden daher in Abbildung 4.37 vorgestellt.¹¹

- Einfluss der Bindertypen

Unter Einbeziehung der Standardabweichung ist die prozentuale Kraftabnahme für alle Binder etwa gleich groß und bewegt sich im Mittel zwischen 33 und 44 %.

¹¹In einem VARI-Verfahren könnte eine lange Vorkompaktierung oder zyklisches Kompaktieren zu höheren Faservolumengehalten führen. Es herrscht konstanter Druck anstatt von konstanter Höhe, so dass abhängig von den Preformeigenschaften Kriechen auftritt. Die damit verbundene Höhenabnahme ist das Resultat von Umordnungsvorgängen. Die hier gezeigte Relaxation beruht ebenfalls auf der Umordnung von Verstärkungsfäden, weswegen die Ergebnisse in gewissen Grenzen übertragbar sein dürften.

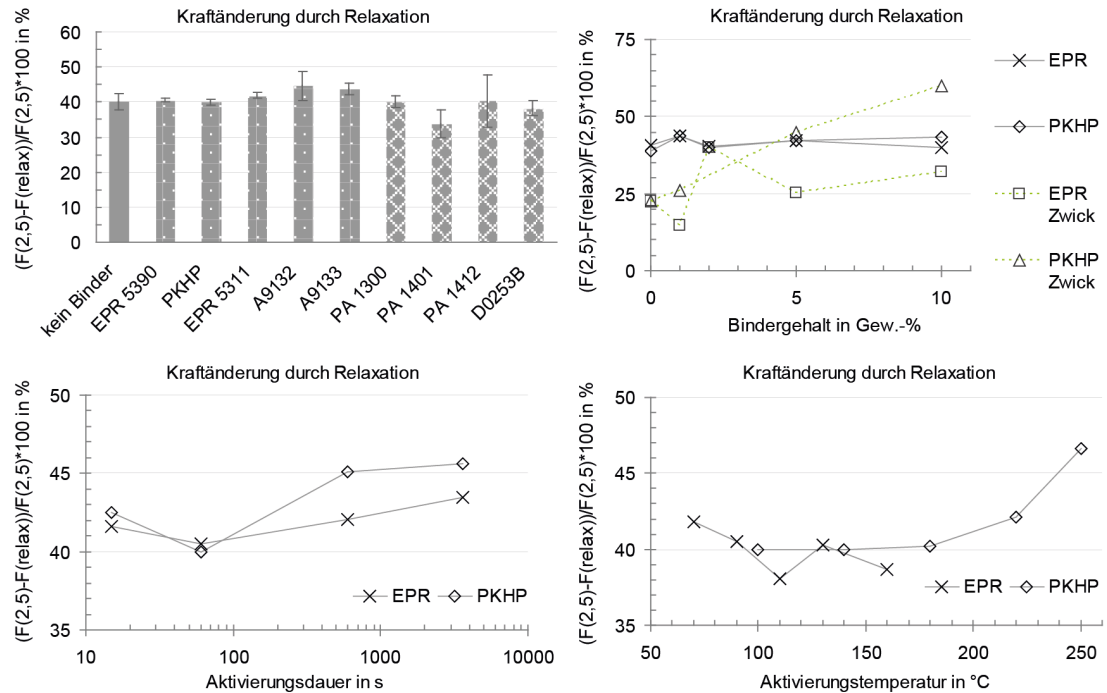


Abbildung 4.37: Abhängigkeit der Kraftänderung durch Relaxation von den Preformingparametern (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5)

Der Wert für die unbebinderten Proben liegt bei 40 %. Offensichtlich wird die Relaxation durch den Binder kaum beeinflusst, was einerseits als Beleg für die nur geringe Eindringtiefe des Binders in die an die Zwischenschicht angrenzenden Preformbereiche gewertet werden kann. Andererseits ist es auch ein Hinweis darauf, dass trotz unterschiedlicher Bindereindringtiefen ein ähnlich hoher Relaxationswert erreicht wird. Dies wäre möglich, indem der größere fixierte Probenbereich eine höhere Reaktionskraft in dem unbebinderten Bereich hervorruft. Als Folge würde dort ein höherer Druck herrschen, der zu stärkerer Relaxation führt. Beide Modelle könnten parallel wirksam sein und in der Summe zu den beobachteten, relativ gleichbleibenden Relaxationswerten führen.

- Einfluss des Bindergehaltes

Die Standardproben zeigen einen durch den Bindergehalt unbeeinflussten Verlauf der Relaxation. Dies kann wiederum im Sinne der eben erwähnten zwei Fälle ge-

deutet werden. Einerseits ist es möglich, dass mehr Binder zu einer dickeren Zwischenschicht führt und auch tiefer in die Verstärkungslagen eindringen kann. In dem Fall würde auf die verbleibenden Bereiche ein höherer Druck ausgeübt, was eine stärkere Relaxation zur Folge hat. Andererseits kann die Binderschicht für die gemessenen Bindergehalte immer gleich dick sein, was zu immer gleich dicken Einflusszonen führt. Der Druck wäre geringer, aber das relaxierende Volumen größer, so dass schließlich ähnliche Kraftabfälle daraus resultieren. Bei den für diese Versuchsreihen gewählten Aktivierungsparametern kann von nur geringem Binderfließen ausgegangen werden. Die Mikroskopaufnahmen legen darüber hinaus nahe, dass bis etwa 10 Gew.-% Bindergehalt die Dicke der Binderschicht nicht zunimmt. Es ist daher wahrscheinlich, dass der zweite Fall zutreffend ist.

Bei geringen Bindergehalten ist der Kraftabfall während der Relaxation für die Proben, deren Preforming während der Prüfung stattfindet, geringer als für die bereits in der Heißpresse vorgeformten und anschließend bei Raumtemperatur getesteten Prüflinge. Die Ursache dafür ist, dass sich in der erwärmten Verstärkungsstruktur in nur geringerem Maße Spannungen überhaupt aufbauen können (vgl. Abbildung 4.36).

Bereits während der Kompaktierungsphase finden Umordnungsvorgänge statt. Da die Kompaktierungsphase für diese Proben im erwärmten Zustand stattfindet, laufen die Umordnungsvorgänge verstärkt ab. Wie groß der Einfluss der Fadenbewegungen in dieser frühen Testphase tatsächlich ist, wird daran deutlich, dass die Kraftänderungen durch Relaxation niedriger sind als für die normal gepreformten Proben, obwohl die Relaxationsphase mit 60 min zu 15 min deutlich länger ist.

Die Standardproben durchlaufen eine gleichlange Kompaktierungsphase bei Raumtemperatur. Darüber hinaus entfaltet der Binder anstelle einer Lubrifizier- eine Fixierwirkung, da er in dem vorangegangenen Preformingprozess bereits aktiviert worden ist. Die Umordnungsvorgänge der Filamente finden also hauptsächlich in der Relaxationsphase statt.

Erst bei hohen Bindergehalten kehrt sich für PKHP das Bild um. Die in der Prüfmaschine gepreformten Proben zeigen nun höhere Kraftabfälle während der Relaxation. Die hohe Bindermenge scheint einen großen Teil der Filamentbewegungen in der Kompaktierungsphase zu behindern, so dass sich Spannungen aufbauen, deren Abfall hier schließlich gemessen wird. Die Behinderung ist für EPR 5390 offenbar deutlich geringer, wenn auch vorhanden, wie an dem leichten Anstieg der Werte mit dem Bindergehalt sichtbar ist. Der Grund hierfür ist die niedrigere Viskosität gegenüber PKHP, so dass EPR 5390 seine Schmierwirkung auch bei hohen Bindergehalten beibehält.

- Einfluss der Aktivierungsdauer und der Aktivierungstemperatur

Die Parameter Aktivierungsdauer und -temperatur haben keinen signifikanten Einfluss auf die Höhe der Relaxation, was ein deutlicher Hinweis auf die nur geringe Eindringtiefe des Binders ist. Lange Dauern und hohe Temperaturen erlauben ein ausgeprägtes Binderfließen. Dränge der Binder dadurch tief in die Preform ein, würde er einen großen Teil des kompaktierten Zustands fixieren. Die Kraftabnahme durch Relaxation sollte geringer sein, da so eine Probenhöhe fixiert ist, die der Vorgabe im Test nahe kommt. Außerdem sollten die verschiedenen Viskositäten der beiden Binder zu unterschiedlichem Fließverhalten und somit auch verschiedenen Testergebnissen führen. Ein solches Verhalten ist jedoch nicht messbar, so dass im Umkehrschluss davon auszugehen ist, dass der Binder sich hauptsächlich in den oberen Filamentschichten verteilt.

Dickenänderung von Start zu Ende

Am Ende des Kompaktierungszyklus, d.h. bei Wiedererreichen einer Kompaktierungskraft von 1 N, liegt ein bestimmter Werkzeugabstand vor. Diese Probendicke heißt $s(\text{Ende})$ und beinhaltet die elastische Rückverformung der Probe ausgehend von der Höhe während der Relaxationsphase. Die Dickenänderung von Start zu Ende subsumiert alle während des Tests ablaufenden, plastischen Deformationen, also auch solche, die bereits während der Kompaktierungsphase auftreten. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.38 dargestellt.

- Einfluss der Bindertypen

Die Dickenänderung der Proben ohne Binder ist mit 14,5 % am höchsten. Der Preformzustand der bebinderten Proben ist zu Beginn des Tests zu einem gewissen Grad fixiert. Dadurch sind die möglichen Umordnungsvorgänge der Verstärkungsfäden während des Testzyklus eingeschränkt. Die Dickenänderungen im Verlauf des Tests müssen also geringer sein, als für die unfixierten Proben.

Tatsächlich liegen die Dickenänderungen für die Proben mit verschiedenen Bindertypen zwischen 8,9 und 11,7 %. Die niedrigste Dickenänderung ist gleichbedeutend mit dem höchsten relativen Fixierungsgrad und tritt bei PA 1401 sowie PA 1412 auf. Die prozentuale Dickenänderung während des Tests, d.h. der prozentuale Anteil der plastischen Verformung, ist für diese Proben am geringsten. Der Vergleich mit den Springbackwerten bezogen auf 3,0 mm liefert hierfür eine Erklärung. Die jeweiligen Proben sind bereits im Heißpressschritt plastisch verformt und in diesem Zustand weitgehend fixiert worden. Damit ist die Verformung vorweggenommen worden und fällt im Test daher niedrig aus.

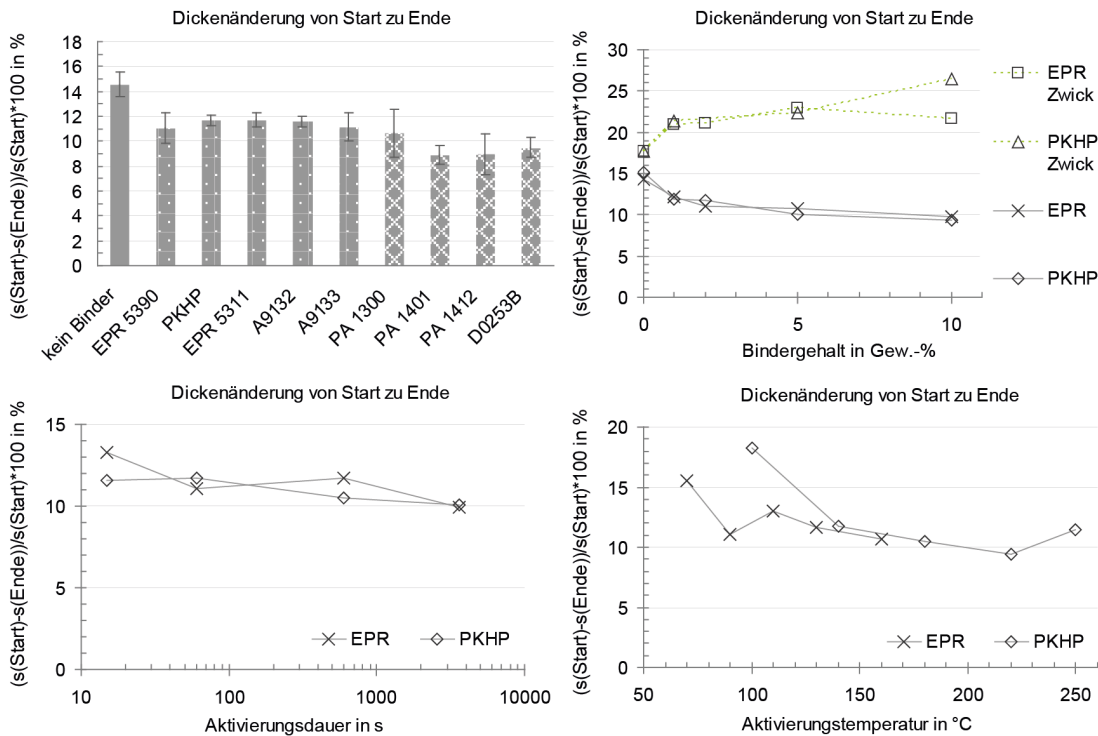


Abbildung 4.38: Abhängigkeit der Dickenänderung (Start zu Ende) von den Preformingparametern (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5)

Ein hoher bzw. durchschnittlicher relativer Fixierungsgrad ist aber nicht gleichbedeutend mit exaktem Erreichen des eingestellten Werkzeugabstands, wie am Beispiel von EPR 5390 deutlich wird. Die prozentuale Dickenänderung ist durchschnittlich, die beiden Springbackwerte jedoch am höchsten. Das bedeutet, dass während des Kompaktierungstests nur geringe Dickenänderungen stattgefunden haben. Da die Proben jedoch bereits zu Beginn des Tests die größte Dicke aufweisen, wird diese bei ähnlicher prozentualer Dickenänderung auch nach dem Test vorhanden sein. Die Ursachen hierfür liegen, wie bereits vielfach diskutiert, im vorgelagerten Heißpressprozess.

- Einfluss des Bindergehaltes

Der Bindergehalt nimmt ebenfalls durch den bereits beschriebenen Mechanismus indirekt Einfluss auf die Dickenänderungen während des Tests. Ein höherer Bin-

dergehalt fixiert nach dem Heißpressen einen Zustand von höherer Kompaktierung. Im Test selbst sind weitere Umordnungsvorgänge daher weniger wahrscheinlich und somit die Dickenänderungen mit wachsendem Bindergehalt geringer.

Die Ergebnisse der Binderaktivierung in der Universalprüfmaschine verdeutlichen die lubrifizierende Wirkung des Binders. Die lange Relaxationsdauer von einer Stunde ermöglicht umfangreiche Binderfließvorgänge und erlaubt somit die Benetzung einer großen Faseroberfläche. In diesen Bereichen ist die Reibung herabgesetzt und Neuansordnungen von Filamenten können mit geringerem Widerstand ablaufen.

Eine signifikante Aufdickung der Preform kann für die gewählten Bindergehalte bis 10 Gew.-% nicht festgestellt werden. Wäre eine solche Aufdickung (z. B. bei noch höheren Bindergehalten) vorhanden, würde sie zu noch größerer Änderung der Dicke zwischen Testbeginn und -ende führen, falls der Binder vollständig in die Filamentzwischenräume abfließt.

Weiterhin muss berücksichtigt werden, dass der Binder während des Tests das Verstärkungshalbzeug zunehmend durch Kapillarwirkung trinkt. Aufgrund der Oberflächenspannung des Binders können die Umordnungsvorgänge der Verstärkungsfäden unterstützt werden, weil dadurch eine zusätzliche Kraft auf sie ausgeübt wird.

- Einfluss der Aktivierungsdauer und der Aktivierungstemperatur

Der Einfluss der beiden Parameter Zeit und Temperatur auf die Dickenänderung während des Tests entspricht den Erwartungen. Längere Aktivierungsdauern führen zu stärkeren Umordnungsvorgängen, genauso wie höhere Aktivierungstemperaturen. Der Binder fixiert diesen Zustand. Werden die so hergestellten Preforms getestet, sind weitere Umordnungsvorgänge in der bereits vorkompaktierten Probe nur schwer möglich. Die Dickenänderungen zwischen Start und Ende fallen daher geringer aus.

Besonders deutlich ist dieser Zusammenhang für die jeweils niedrigsten Aktivierungstemperaturen. Aus den Schältests ist bekannt, dass die Fixierwirkung gegen normal zur Textilebene wirkende Kräfte hier besonders gering ist. Darüber hinaus ist der Binder kaum geflossen und benetzt daher nur wenige Filamente. Die im Heißpressvorgang erzielte Kompaktierung ist wegen der niedrigen Temperatur ohnehin gering und kann zusätzlich nur in geringem Ausmaß fixiert werden. Im Test sind daher viele Umordnungsvorgänge der Filamente möglich, was zu einer großen Dickenänderung führt.

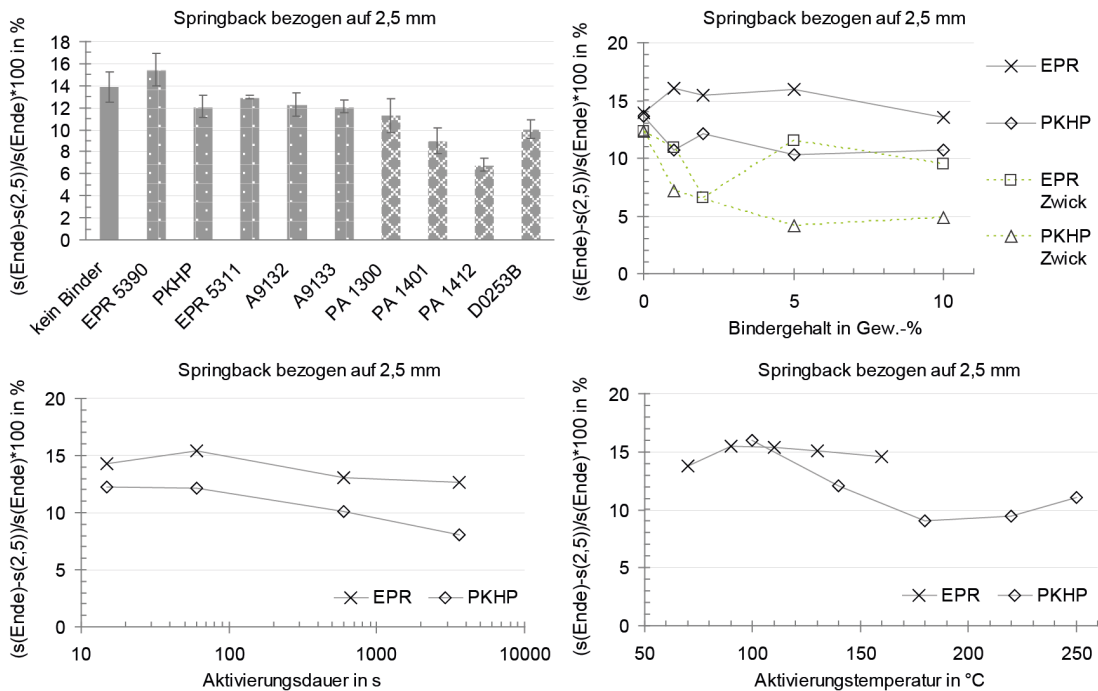


Abbildung 4.39: Abhängigkeit des Springback (2,5 mm) von den Preformingparametern (ansonsten Standardpreformingparameter, vgl. Tabelle 3.5)

Springback bezogen auf 2,5 mm

Im Unterschied zum Springback bezogen auf 3,0 mm bewertet der Springback bezogen auf 2,5 mm die Veränderungen der Preformhöhe, die durch den Kompaktierungstest selbst eintritt (Abbildung 4.39). Die Strukturfixierung der Preform ist durch das Heißpressen im vorgelagerten Herstellprozess erfolgt. Es wird einerseits also die aus vorherigen Versuchen bekannte Fixierwirkung getestet, weswegen die Verhältnisse der Ergebnisse denen aus den Versuchen zum Springback bezogen auf 3,0 mm ähneln sollten. Andererseits wird das verbliebene unbedinderte Probenvolumen getestet, das abhängig von der Fixierwirkung und damit abhängig von der Startdicke verschieden groß ist.

- Einfluss der Bindertypen

Im Vergleich mit dem Springback nach dem Heißpressen ist die Relation des Springback bezogen auf 2,5 mm für die einzelnen Bindertypen zueinander gleich. Die beiden Bindervliese PA 1401 und PA 1412 weisen auch hier den geringsten Springback

auf, während EPR 5390 den höchsten Wert zeigt.

Die Erklärung hierfür liefert die an anderer Stelle diskutierte unterschiedliche Fixierwirkung der jeweiligen Bindertypen, welche verschiedene Probendicken bewirkt. Proben mit großer Starthöhe werden genauso wie Proben mit geringer Starthöhe auf 2,5 mm kompaktiert. Ein gewisser Anteil der Spannungen wird während der Relaxationsphase abgebaut. Demnach erfolgt der Springback auf einen Wert unterhalb der Ausgangsdicke. Aufgrund der niedrigeren Starthöhe ist dieser Springback kleiner für Proben mit großer Fixierwirkung. Bezogen auf einen fixen Vergleichswert von 2,5 mm ergibt sich zwingend ein niedrigerer prozentualer Springback. Diese Überlegungen verdeutlichen, dass die Verhältnisse, die für die jeweiligen Binder bereits bei der Analyse des Springback bezogen auf 3,0 mm festgestellt worden sind, auch hier vorliegen müssen.

Eine Ausnahme bildet die unbedinderte Referenzprobe. In ihr sind keinerlei fixierte Bereiche vorhanden, so dass die Relaxation im gesamten Probenvolumen stattfindet. Damit können die Relaxation höher und der Springback niedriger ausfallen. Der Unterschied wird jedoch nur im Vergleich mit EPR 5390 deutlich. Wie bereits mehrfach angesprochen ist das direkt vom Binder beeinflusste Volumen sehr klein. Demnach ist auch die durch den Binder direkt verhinderte Relaxation gering. Vielmehr wirkt der Binder indirekt, so dass diese indirekte Fixierwirkung in ihrem Einfluss überwiegt.

- Einfluss der Aktivierungsdauer und der Aktivierungstemperatur

Mit steigender Aktivierungsdauer und steigender Aktivierungstemperatur sind kleine Verringerungen des Springback sichtbar, die dem bekannten Erklärungsmuster folgen.

Zusammenfassung Kompaktierung

Der Kompaktierungstest findet standardmäßig an Proben statt, die in einem vorherigen Preformingschritt heißgepresst werden. Somit stellt der Test bereits den zweiten Kompaktierungszyklus dar. Die Auswertung der Proben muss unter diesem Gesichtspunkt erfolgen.

Das Kompaktierungsverhalten belegt eine nochmals veränderte Wirkungsweise der Binder(-partikel) in der Preform gegenüber dem Schältest sowie dem 3-Punkt-Biegetest. Im Schältest ist es notwendig, eine Mindestmenge Binder in der Zwischenschicht zu halten. Ohne eine lagenüberbrückende Wirkung einzelner Partikel findet keine Fixierung gegen die Schälbeanspruchung statt. Somit darf der Binder in diesem Fall nicht vollständig abfließen. Für den 3-Punkt-Biegetest hingegen gilt, dass auch vollständig in die

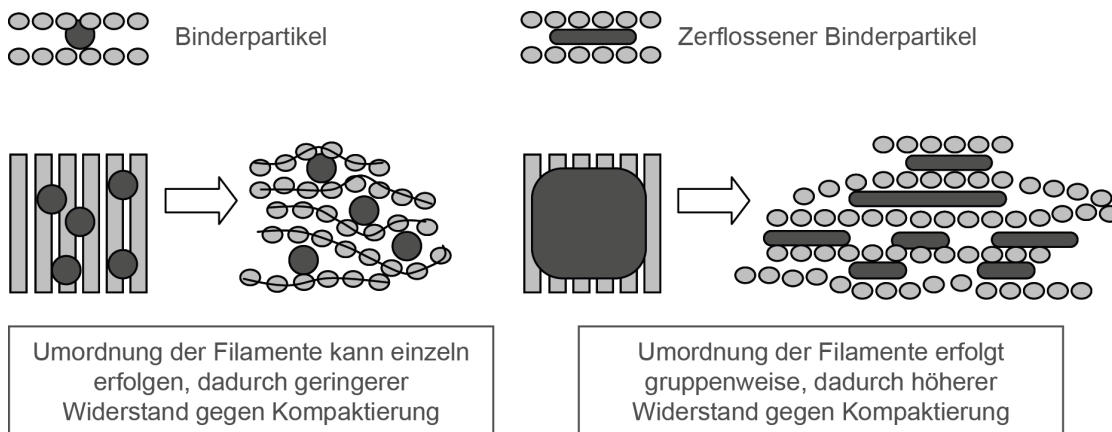


Abbildung 4.40: Einfluss der Geometrie des Binders in der Zwischenschicht auf die möglichen Umordnungsvorgänge während der Kompaktierung

Zwischenräume der Verstärkungslagen abgeflossener Binder immer noch eine Versteifung gegen die Beanspruchung hervorruft.

Im Falle des Kompaktierungstests hängen die Umordnungsvorgänge der Verstärkungsfäden von der Binderspreitung ab. Einzelne Partikel können in der Summe gleich viele Filamente fixieren, wie eine aus zerflossenem Binder gebildete Fläche. Allerdings können die einzeln fixierten Filamente sich stärker individuell bewegen als eine Gruppe von fixierten Filamenten. Für einzeln verschiebbare Verstärkungsfäden ist die Wahrscheinlichkeit eines erfolgreichen Nestingvorgangs höher als für eine Gruppe, welche nur am Stück verschoben werden kann. Liegt der Binder als Partikel vor, so kann die Kompaktierung quasi um den Partikel herum erfolgen (Abbildung 4.40).

In einem Kompaktierungstest ist Verformungsverhalten zunächst mit Dickenänderung gleichzusetzen. Es ist naheliegend, die unter Bindereinfluss gemessenen Dickenänderungen auch dem Binder ursächlich zuzuschreiben. Allerdings ist das Probenvolumen, in dem die Filamentzwischenräume teilweise oder vollständig mit Binder gefüllt sind, mit abgeschätzten maximalen 20 % des Gesamtprobenvolumens relativ klein. Die beobachteten Änderungen des Springbacks bezogen auf 3,0 mm in Höhe von ca. 10 Prozentpunkten, welche sich im Vergleich von bebinderten und unbebinderten Proben ergeben, bedeuten eine absolute Dickenänderung von ca. 0,3 mm. Wäre diese Verformung ausschließlich in dem bebinderten Probenvolumen lokalisiert, so müsste sich der Faservolumengehalt dort von ca. 34 % auf nahezu verdoppeln. Es gibt jedoch keinen Grund anzunehmen, dass die Kompaktierung derart inhomogen über der Dicke verteilt und ausschließlich in dem

direkt von Binder betroffenen Teilvolumen stattfindet.

Die gemessenen Dickenänderungen und die darin enthaltene Fixierwirkung beruhen entsprechend auch nur zu einem geringen Teil auf einem direkten Bindereinfluss. Vielmehr wird durch die Versteifung der Zwischenschicht und ihrer unmittelbaren Umgebung auch das Verformungsverhalten der unbebinderten Preformbereiche beeinflusst (vgl. Abbildung 4.34).

Die unbebinderten Bereiche sind aber in jedem Fall der Binderaktivierungstemperatur ausgesetzt. Deren Einfluss auf die Relaxation ist sehr groß und führt im Zusammenspiel mit der Fixierwirkung der Binder und der Größe des betroffenen Probenvolumens zu deutlich unterschiedlichem Probenverhalten.

Neben der Dickenänderung sind jedoch auch lokale Scherung und Biegung ein Bestandteil des Verformungsverhaltens der Proben in den Kompaktierungstests. Erst durch das Auftreten dieser Einflüsse ist die Ausdehnung der Binderwirkung auf unbebinderte Bereiche überhaupt möglich. Je mehr sich die Geometrie der Einzellagen von dem theoretischen Ideal entfernt, umso stärker dürfte dieser Zusammenhang sein. Im Vergleich zu einer unidirektionalen Einzelschicht weist der getestete Lagenaufbau aus Biaxialgelege bereits einige Faserondulationen auf. Für Gewebe sollte der Einfluss nochmals stärker ausfallen (vgl. Abbildung 4.35).

Nur wenige der vorgestellten Zusammenhänge sind linear. Die Veränderung der Bindermenge wird z.B. nicht zwingend zu einer proportionalen Änderung einer gewünschten Größe führen. Anstelle einer weiteren Erhöhung der Bindermenge könnte eine optimierte Preformingtemperatur zu den geforderten Eigenschaften führen. Bezogen auf die Kompaktierung ist die Preformdicke eine entscheidende Zielgröße. Um ihre Maßhaltigkeit in einem RTM-Produktionsprozess zu gewährleisten, wäre z.B. ein variothermer Preformingprozess denkbar. Die Fixierwirkung des Binders tritt im Zwangszustand ein und verringert somit den Springback. Allerdings erhöhen sich dadurch die Produktionsdauer und die Anlagenkosten.

Alternativ könnte die Preformingtemperatur erhöht werden, was mehr Relaxation erlaubt und den Springback dadurch reduziert. Natürlich muss der Binder auf die Temperaturerhöhung abgestimmt sein, damit er den relaxierten Zustand optimal fixieren kann. Unter Umständen muss dann aber die Schlichte auf ihre Temperaturstabilität hin überprüft werden.

Es wird deutlich, dass die Zusammenhänge äußerst komplex sind. Ein gegebenes Problem kann vielfach auf mehreren Wegen gelöst werden. Welche Variante am wirtschaftlichsten ist, hängt von den weiteren Randbedingungen ab. Auf jeden Fall bieten die vorgestellten Ergebnisse eine ausführliche Basis für derartige Überlegungen.

Darüber hinaus ist das Preforming kein isoliert zu betrachtender Prozessschritt. Relaxation bedeutet Umordnungsvorgänge. Umordnungsvorgänge bedeuten Veränderung

der Fließkanalstruktur und somit auch eine Beeinflussung der Permeabilität. Der Binder selbst, welcher zur Fixierung benötigt wird, verändert allgemein die Porosität der Probe und kann weiterhin durch seine Geometrie und Anordnung auch die Porositätsverteilung entscheidend verändern, so dass die Injektionseigenschaften davon beeinflusst werden können. Diese Auswirkung des Preformings auf den sich anschließenden Prozessschritt wird daher nachfolgend untersucht.

4.2 Injektion

Während des Injektionsschrittes wird die Preform mit dem Matrixharz getränkt. Für den Verarbeitungsprozess ist entscheidend, wie hoch der Fließwiderstand ist, den das Harz während der Durchströmung des Verstärkungshalbzeugs erfährt. Die Permeabilität als Maß für die Durchlässigkeit einer porösen Struktur gegenüber Fluiden dient dazu, diesen Widerstand zu beschreiben.

In den Kapiteln 2 sowie 3 wird geschildert, welche Probleme mit der Permeabilitätsmessung verbunden sind und welche Herausforderungen und Einschränkungen daraus erwachsen. Dies gilt umso mehr für bebinderte Preforms, da sie mit dem Binder eine weitere Komponente enthalten, die die Komplexität des Materials und damit auch der Messung weiter erhöht.

Die vorangegangenen Untersuchungen haben gezeigt, dass der Binder im Preformingsschritt sowohl seine Geometrie ändern kann als auch die Geometrie des Faserhalbzeugs beeinflusst. Neben diesen Aspekten bedeutet allein die Anwesenheit von Binder eine Porositätsänderung im Vergleich zur unbebinderten Referenz. Ein möglicher Einfluss von Binder und seinen Aktivierungsparametern auf die Permeabilität ist daher naheliegend und muss überprüft werden.

Zu diesem Zweck werden hauptsächlich die Parameter untersucht, welche zu einer Geometrieänderung des Binders führen. Die Verwendung eines Silikonöls als Messfluid stellt dabei sicher, dass keine unerwünschten Interaktionen (z.B. chemische Reaktion oder Löslichkeit) auftreten. Neben der Änderung der Bindermenge haben die Aktivierungstemperatur und die Aktivierungsdauer den stärksten Einfluss auf Bindergeometrie und -lokalisation. Für eine vergleichende Studie muss aber zunächst der unbebinderte Ausgangszustand charakterisiert werden.

Die Permeabilitätsmessung selbst ist ebenfalls Gegenstand der Forschung. In einem Abschnitt dieses Kapitels wird daher die Entwicklung und Konstruktion einer verbesserten Permeabilitätsmesseinrichtung diskutiert.

Simulationen können die Permeabilitätsmessung bislang nicht ersetzen. Der Hauptgrund dafür ist die nur ungenügend genaue Erstellung des Geometriemodells für eine

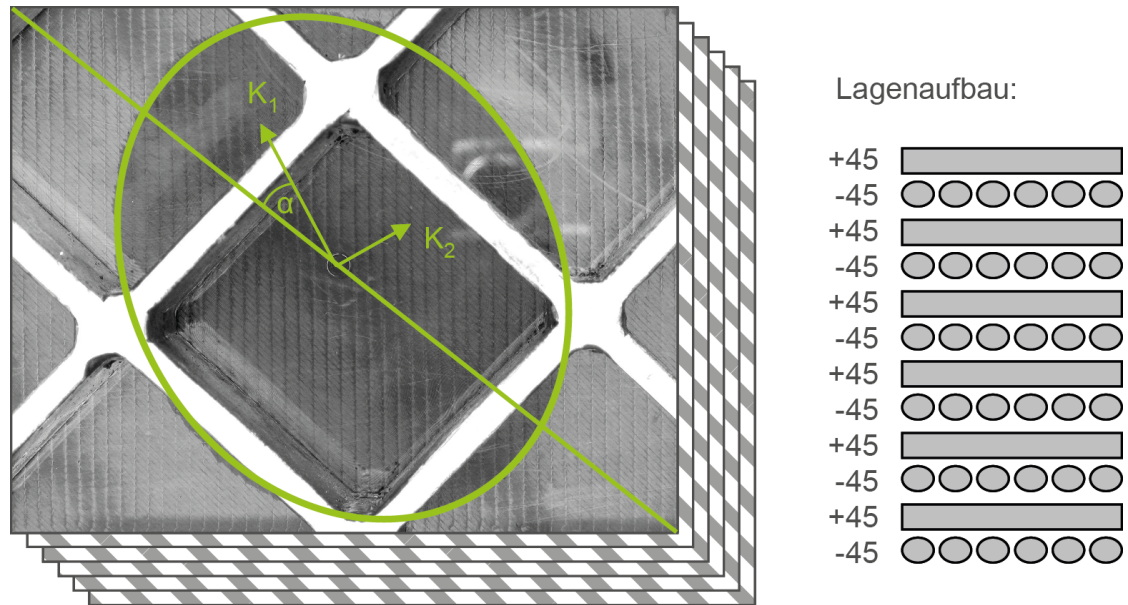


Abbildung 4.41: Ergebnis einer Permeabilitätsmessung in 2D an einem 6-lagigen, asymmetrischen Standardlagenaufbau, dessen Halbzeuganordnung zusätzlich schematisch dargestellt ist ebenso wie die Orientierung der an die gefundene Fließfront gefitteten Fließellipse, die von der Richtung der Verstärkungsfäden um α abweicht

derart komplexe Struktur wie ein textiles Verstärkungshalbzeug. Aus diesem Grund wird, ergänzend zu den Messungen, ein neues Verfahren vorgeschlagen, das die Besonderheiten der Geometriemerkmale sehr präzise erfasst. Die so durchgeführten Simulationen weisen nur sehr geringe Abweichungen zu den Messungen auf.

4.2.1 Permeabilität

Am Beginn einer jeden Messreihe steht die Untersuchung der Fließellipse. Die Experimente dienen dazu die zweidimensionale Ausbreitung der Fließfront zu charakterisieren. Dadurch wird die Orientierung des auf zwei Dimensionen reduzierten Permeabilitätstensors ermittelt. Eventuelle Abweichungen der Fließfrontausbreitung von der Ausrichtung der Verstärkungsfäden werden so festgestellt und können im Zuschnitt für die folgenden Messungen mit eindimensionaler Fließfrontausbreitung berücksichtigt werden (Abbildung 4.41).

Die Ergebnisse der 2D-Messungen zeigen eine deutliche Drehung der Fließellipse um ca. 17° zu der Faserorientierung (α). Das Flächengewicht, die Fadenzahl und das Fadenmaterial in beiden Lagen des biaxialen Verstärkungshalbzeugs sind identisch.

Da die beobachtete Drehung für symmetrische Lagenaufbauten nicht vorhanden ist, ist der Grund in der Einzellage zu suchen. Als einziges weiteres nicht-symmetrisches Element kann der Nähfaden identifiziert werden. In [167] wird gezeigt, dass bei ansonsten symmetrischen Aufbauten die Fadenspannung als weiterer Faktor die Permeabilität beeinflussen kann und zu anisotropen Halbzeugeigenschaften in der Einzellage führt. In dem vorliegenden Fall ist die Fransenbindung nicht symmetrisch und ruft somit auf Ober- und Unterseite verschiedene Fließkanalgeometrien hervor, die dann zu der beobachteten Fließfrontausbreitung führen. Für die folgenden 1D-Messungen wird das Textil daher unter dem gegebenen Winkel α zugeschnitten.

1D-Messungen über dem FVG an unbebinderten Proben

Die exponentielle Ausgleichsgerade der faservolumengehaltsabhängigen Ergebnisse der 1D-Messungen zeigt in einfach-logarithmischer Auftragung den erwarteten linearen Verlauf (Abbildung 4.42). Entgegen der verbreiteten Vorgehensweise (z. B. [179]) werden die Messergebnisse nicht zu einem Durchschnittswert zusammengefasst. Der Grund hierfür ist, dass ansonsten die Auswirkung des tatsächlichen Faservolumengehalts unzulässigerweise ignoriert würde. Stattdessen wird hier der Faservolumengehalt jeder Messung aus der tatsächlichen Höhe und dem tatsächlichen Halbzeugflächengewicht (welches für S37CX laut Datenblatt um $\pm 4,8\%$ schwankt) errechnet und entsprechend individuell aufgetragen.

Die Notwendigkeit dieses Vorgehens wird mit Hilfe von zusätzlichen Messungen an einem Saugvlies verdeutlicht (Abbildung 4.43). Die Auftragung der Daten über dem Sollfaservolumengehalt entspricht nicht der tatsächlichen Verteilung. Eine Möglichkeit, die Ergebnisdarstellung zu verbessern ist, die tatsächliche Preformhöhe (H) eines jeden Experimentes als Grundlage für die Berechnung des Faservolumengehaltes zu nehmen. Allerdings ist auch das nicht ausreichend. Erst die zusätzliche Einbeziehung des tatsächlichen Flächengewichtes (FG) liefert eine plausible Darstellung der Ergebnisse. Die höheren Faservolumengehalte weisen darin tendenziell die niedrigeren Permeabilitäten auf, was auch den makrokopischen Verlauf der Ausgleichgeraden besser wiedergibt.

Die Flächengewichtsschwankungen des Saugvlieses sind sehr hoch und repräsentieren nicht die Schwankungen, die in einem Verstärkungshalbzeug vorhanden sind. Allerdings veranschaulichen diese Messungen, dass die unzulässige Vermischung von Ist- und Soll-Daten relevante Abweichungen in der Ergebnisdarstellung hervorruft.

Werden die Ergebnisse der Permeabilitätsmessungen am Verstärkungshalbzeug (Ab-

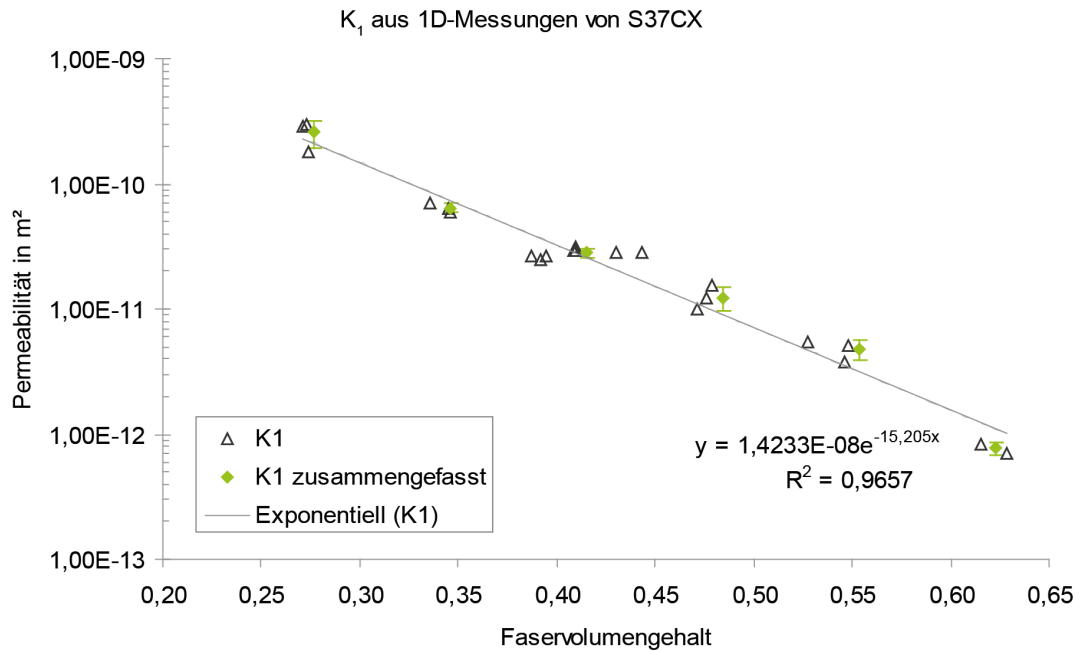


Abbildung 4.42: Ergebnisse der 1D-Permeabilitätsmessungen von unbedingten, asymmetrischen Standardlagenaufbauten aus S37CX

bildung 4.42) unter dieser Maßgabe analysiert, fällt auf, dass die Auftragung der Ist-Werte lediglich zu einer geringfügigen Verbesserung gegenüber der klassischen Variante mit den Soll-Werten führt. Teilweise nähert sich der lokale Verlauf der Permeabilitäten für einige Datenpunkte dem Verlauf der globalen Ausgleichkurve an, jedoch trifft dies nicht für alle Ergebnisse zu.

Diese geringe Verbesserung ist hauptsächlich auf die hohe Ausgangsqualität des Verstärkungshalbzeugs zurückzuführen, die wenig Optimierungsspielraum lässt. Dennoch kann die Homogenität der Halbzeugeigenschaften eine zentrale Rolle spielen. Neben Flächengewichtsschwankungen ist die Gleichmäßigkeit in der Geometrie und Anordnung der Fließkanäle ein wichtiges Kriterium. Insbesondere bei der Betrachtung des Einflusses von Preformingparametern (FVG, Bindergehalt, Scherung etc.), bei der weitere Inhomogenitäten in den Proben erzeugt werden, muss dieser Aspekt berücksichtigt werden. Die vorgeschlagene Ergebnisdarstellung hilft dabei, besser auf Materialheterogenitäten einzugehen, wodurch die Aussagekraft entscheidend gesteigert wird. Somit können auch

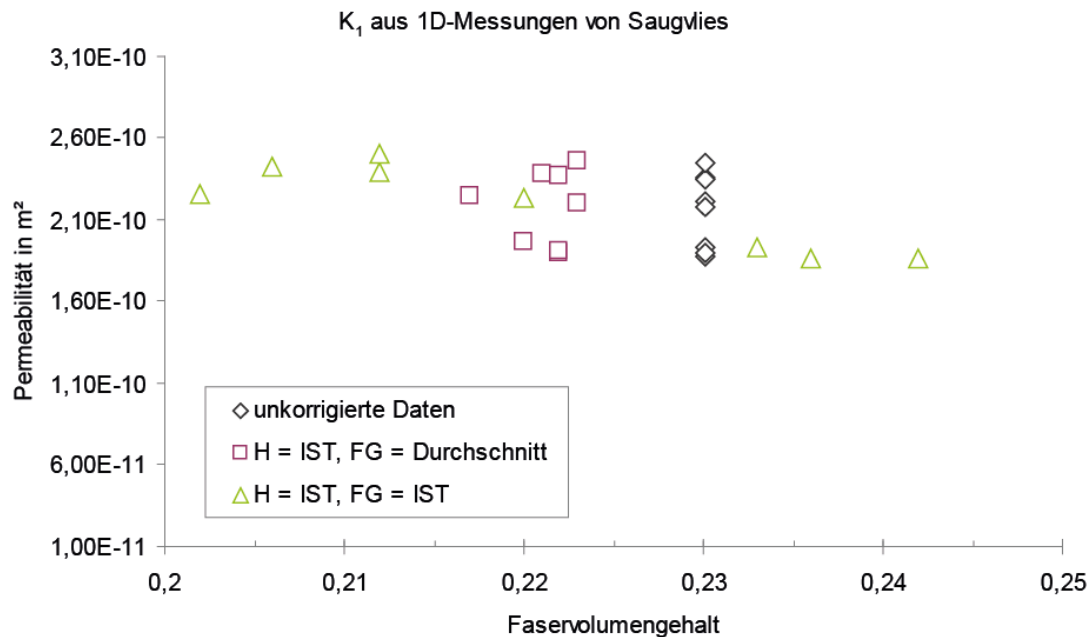


Abbildung 4.43: Ergebnisse der 1D-Permeabilitätsmessungen von unbehindertem, isotropem Saugvlies

kleinere Probenausschnitte ein repräsentatives Bild liefern.

Einen weiteren Hinweis auf die Materialgüte liefert die Analyse des örtlichen Verlaufs der Permeabilität (vgl. Abbildung 3.12). Schwankungen im Permeabilitätsverlauf weisen auf Materialinhomogenitäten hin. Das vorliegende Verstärkungshalbzeug zeigt kein derartiges Verhalten. Nach einer kurzen Anlaufphase bleibt die Permeabilität über dem Messweg relativ konstant. Die dabei auftretenden Schwankungen sind sehr klein verglichen mit den Abweichungen der einzelnen Datenpunkte von der Ausgleichsgeraden in Abbildung 4.42. Ein Probenausschnitt, der zu klein ist, um repräsentativ zu sein, würde entweder höhere Permeabilitätsschwankungen oder einen nicht-konstanten Permeabilitätsverlauf aufweisen.

Die dennoch verbleibenden Abweichungen von der Ausgleichsgerade sind einerseits auf Messfehler sowohl bei der Permeabilitätsmessung selbst, als auch bei der Bestimmung der Materialeigenschaften im Vorfeld zurückzuführen. Andererseits existieren nicht erfasste Schwankungen der Materialeigenschaften wie die Fließkanalgeometrie. Auch bei

ansonsten identischem Flächengewicht, also rechnerisch identischer Porosität, kann die Porositätsverteilung von Probe zu Probe verschieden sein. Bei gleichzeitig konstanter lokaler Permeabilität lässt dies den Schluss zu, dass eine einzelne Probe in sich homogen ist, aber messbare Abweichungen zu anderen Proben aufweist. Ursache hierfür könnten über der Rollenlänge variierende Herstellparameter sein. Diese können z. B. dadurch hervorgerufen werden, dass Material das zu Beginn einer Rolle im Zentrum aufgewickelt wird durch das außen auf liegende Material über einen sehr langen Zeitraum vorkompaktiert wird. Durch die stattfindende Relaxation und die damit verbundene Umordnung einzelner Filamente könnte die Porositätsverteilung, also schließlich auch die Permeabilität beeinflusst werden. In jedem Fall lassen sich diese Möglichkeiten nicht mit vertretbarem Aufwand ausschließen, so dass die restlichen Schwankungen als gegebene Material- und Prozesseigenschaften akzeptiert werden.

1D-Messungen mit verschiedenen Bindern

Für verschiedene Binder werden 1D-Permeabilitätsmessungen durchgeführt. Es sollen der Einfluss des Bindertyps sowie im Falle der Vliesbinder der Einfluss der Vliesorientierung auf die Permeabilität untersucht werden. Dazu werden die Bindervlieslagen entlang der Rollenrichtung (longitudinal: l) sowie quer dazu (transversal: t) aus der Rolle entnommen und entsprechend in der Preform für den Fließversuch positioniert. Die Pulverbinder werden mit einem Analysensieb appliziert (vgl. Abschnitt 3.2.1).

Zunächst werden die Ergebnisse in der hergebrachten Art und Weise dargestellt (Abbildung 4.44). Sämtliche Einzelergebnisse der bebinderten Proben werden in einem durchschnittlichen Wert zusammengefasst und mit dem Durchschnitt der unbebinderten Referenz verglichen. Dieser Vergleich setzt voraus, dass alle Proben den identischen Faservolumengehalt aufweisen.

Die Mehrzahl der eingesetzten Binder führt in dieser Darstellung bei den gewählten Aktivierungsparametern zu einer Erhöhung der Permeabilität. Am deutlichsten ist sie für EPR5390 sowie A9132. Nahezu unveränderte Permeabilitäten werden für AM4055R, A9133 sowie PKHP ermittelt. Die Vliesbinder weisen ebenfalls eine leichte Permeabilitätssteigerung auf. Lediglich der Einsatz von Do253B führt zu einer Verringerung der Permeabilität.

Der so ausgewertete Einfluss verschiedener Bindertypen auf die Permeabilität kann jedoch Fehleinschätzungen hervorrufen. Anstatt die Änderung der Permeabilität auf den jeweiligen Bindertyp zu beziehen, sollte sie vielmehr auf die Referenzpermeabilität bei gleicher Porosität bezogen werden (Abbildung 4.45). Hierzu wird die in jeder Einzelmessung tatsächlich vorliegende Porosität anhand des Halbzeugflächengewichtes, der aufgetragenen Bindermenge sowie der tatsächlichen Kavitätshöhe bestimmt. Die Fitfunktion

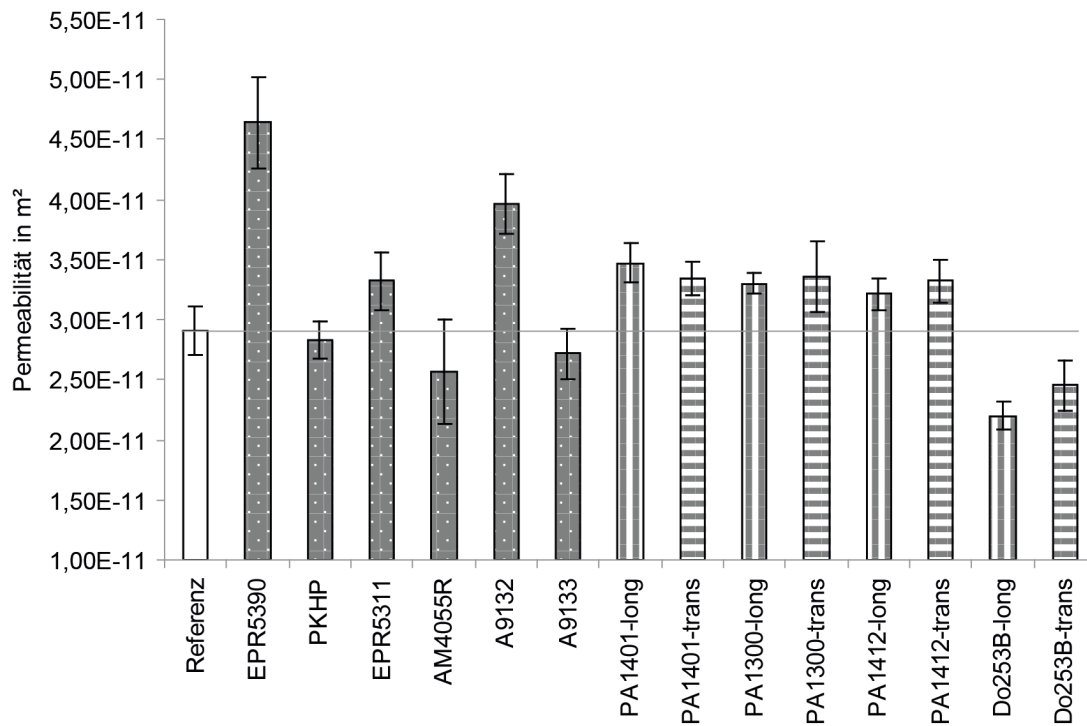


Abbildung 4.44: Ergebnisse der 1D-Permeabilitätsmessungen von Preforms mit verschiedenen Bindertypen in klassischer bindertypbezogener Darstellung bei einem Soll-Faservolumengehalt von 41 % und einem Soll-Bindergehalt von 2 Gew.-% (Do253B: 6 Gew.-%) sowie längs (long) und quer (trans) zur Vliesrollenrichtung

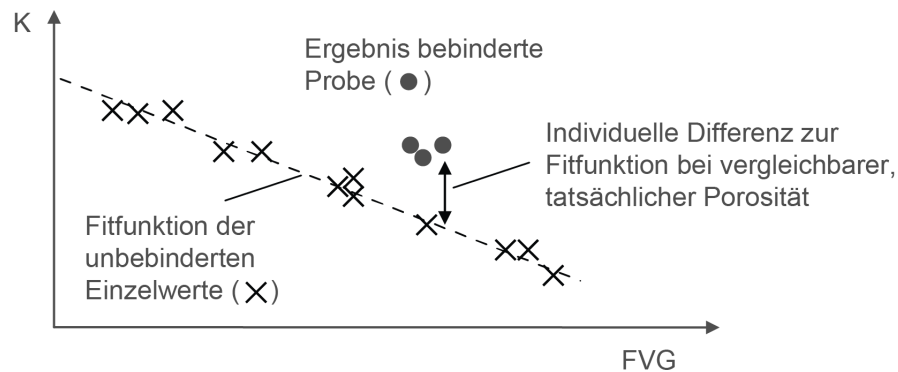


Abbildung 4.45: Darstellung des Vorgehens bei der vorgeschlagenen Auswertemethode

für die unbedingte Referenz über $(1 - \text{Porosität})$ wird für die in der jeweiligen Messung vorliegende Porosität ausgewertet und eine Vergleichspermeabilität errechnet. Die Differenz zwischen beiden Werten wird für jeden Binder zu einem Durchschnittswert zusammengefasst. Die Angabe der Durchschnittswerte fasst zwar ebenfalls verschiedene Porositäten zu einem Wert zusammen, ist aber der Notwendigkeit geschuldet, einen praxisgerechten Vergleichswert anzugeben.

In der Gegenüberstellung der Ergebnisse von vorgeschlagener (Abbildung 4.46) und klassischer (Abbildung 4.44) Darstellung zeigen sich sofort Unterschiede. Falls die tatsächliche Porosität der angestrebten Soll-Porosität entspricht, sind die dargestellten prozentualen Differenzen ähnlich groß (EPR 5390). Haben sich aber Abweichungen ergeben, z. B. durch schwankende Halbzeugflächengewichte, werden verschiedene prozentuale Differenzen erzielt (Do253B). Daraus ergeben sich auch inhaltliche Unterschiede, die, sofern sie nicht berücksichtigt werden, zu Fehlinterpretationen führen.

Die prozentualen Differenzen von EPR 5390 sind in beiden Fällen ähnlich hoch. Die gewünschten Preformparameter lagen im Experiment also tatsächlich vor. Trotzdem führt die Bewertung der Ergebnisse zu verschiedenen Schlüssen. In der klassischen Sichtweise wären die mit EPR 5390 bebinderten Preforms diejenigen mit der stärksten Permeabilitätserhöhung gewesen. Dies trifft für die vorgeschlagene Auswertemethode nicht mehr zu.

PKHP ebenso wie A 9133 beeinflusst in beiden Methoden die Permeabilität kaum. Dennoch sind leichte Unterschiede zu erkennen. Während die klassische Methode eine leichte Verringerung suggeriert, ist nach der neuen Methode eine leichte Erhöhung der Permeabilität sichtbar.

Ähnliche Verhältnisse, wenn auch mit deutlich stärkeren Abweichungen der Methoden

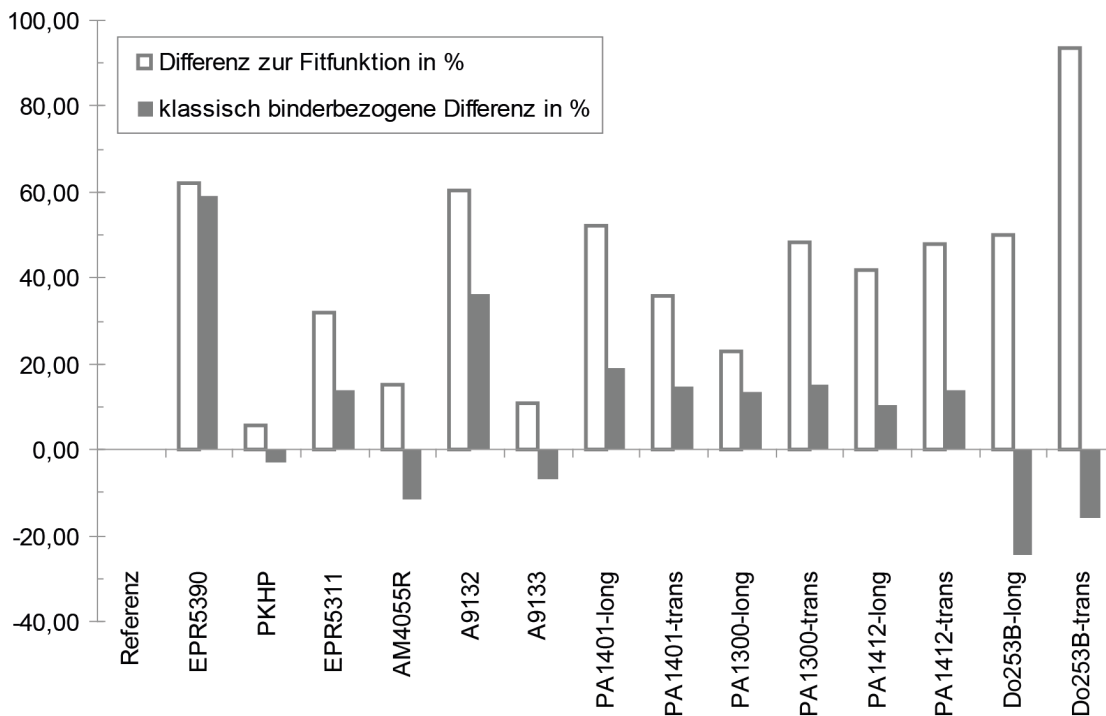


Abbildung 4.46: Auf tatsächliche Porosität bezogene Ergebnisse der 1D-Permeabilitätsmessungen von Preforms mit verschiedenen Bindertypen

untereinander, können für Do253B beobachtet werden. Die vermeintlich unterhalb des Referenzniveaus liegende Permeabilität verkehrt sich in die stärkste Permeabilitätserhöhung. Während die Verringerung auf das höhere Flächengewicht von Do253B (24 g/m^2) zurückgeführt worden und in dieser Darstellung auch plausibel gewesen wäre, ergibt sich in der neuen Methode eine andere Interpretation. Interessant ist dabei auch der Einfluss der Bindervliesorientierung. Offensichtlich liegt eine Anisotropie vor.

Preforms mit PA-1300 weisen ebenfalls anisotropes Fließverhalten auf. Für PA-1401 kann es zumindest vermutet werden. PA-1412 zeigt longitudinal und transversal ähnliches Fließverhalten. Die drei PA-Typen liegen in beiden Auswertemethoden im Mittelfeld der Permeabilitätserhöhung. Die Anisotropie wird aber nur in der neuen Methode sichtbar. Wird die tatsächliche Porosität berücksichtigt, fällt die Permeabilitätserhöhung für EPR 5311 sowie A9132 höher aus als würden nur die Sollwerte angesetzt. Der Einfluss auf die Permeabilität ist hier, wie auch bei allen anderen Proben, nach der neuen Methode

stärker ausgeprägt als nach der alten. Unabhängig davon verschiebt sich die Gewichtung der Ergebnisse. Aus der mit Abstand zweitstärksten Permeabilitätserhöhung bei A9132 wird nun eine Permeabilitätserhöhung, die auf ähnlichem Niveau liegt, wie die einiger anderer Bindertypen.

Trotz der deutlich erhöhten Plausibilität der Ergebnisse ist auch die vorgeschlagene Auswertemethode nicht problemfrei. Ein Nachteil ist, dass Standardabweichungen nur für den unwahrscheinlichen Fall von identischen Porositäten gebildet werden können. Die Flächengewichtsschwankungen im Verstärkungshalbzeug verhindern dies in den meisten Fällen jedoch. Streng genommen ist also die Bildung eines Durchschnittswertes genauso unzulässig wie schon zuvor, wird hier allerdings zur besseren Übersichtlichkeit dennoch durchgeführt.

Die untersuchten Bindertypen führen in der Mehrzahl zu einer Permeabilitätserhöhung. Diese Permeabilitätserhöhung wurde so bisher noch nicht beschrieben. In [179] werden zwar verschieden hohe Permeabilitäten abhängig von den Binderaktivierungsparametern gezeigt, die höheren Permeabilitäten treten dort jedoch für hohe Aktivierungstemperaturen und lange Aktivierungszeiten auf, was im Widerspruch zu den hier später vorgestellten Ergebnissen steht. In einer weiteren Veröffentlichungen [55] wird lediglich eine Verringerung der Preformpermeabilität beobachtet, wenn Binder für das Preforming eingesetzt wird. Daher wird im folgenden Abschnitt besonderes Augenmerk auf die Erläuterung der gemessenen Permeabilitätserhöhung sowie ihre Konsistenz mit dem Literaturstand gelegt.

Die Interpretation der Ergebnisse aus Abschnitt 4.1 deutet eine Kombination von geometrischen Eigenschaften der Binderpartikel (Abstandswirkung zwischen den Verstärkungslagen) sowie ihres Fließverhaltens (Abfließen in Filamentzwischenräume) während der Aktivierung als Ursache für die beobachteten Preformeigenschaften an. Die Ergebnisse der Permeabilitätsmessungen sollen entlang dieser Hypothese analysiert werden.

- These 1: Permeabilitätserhöhung aufgrund der Abstandhalterwirkung bei verschiedenen Partikeldurchmessern

Wären allein die Partikeldurchmesser als wichtigster geometrischer Faktor die Ursache für die verschiedenen Permeabilitäten der jeweiligen Preforms, so müsste die größte Permeabilitätserhöhung für PKHP und in absteigender Reihenfolge für EPR 5390, EPR 5311 sowie die beiden Typen LL2319 zu verzeichnen sein (vgl. Tabelle 4.2). Obwohl in Einzelfällen die vermutete Relation vorherrscht (z. B. zwischen EPR 5390 und EPR 5311), findet sich über die Gesamtheit der untersuchten Pulverbinder jedoch eine andere Reihenfolge. Insbesondere die nahezu unveränderte Permeabilität von Preforms mit PKHP sticht hervor, so dass weitere Wirkmechanismen in Betracht gezogen werden müssen. Speziell die Verformung der Binder-

partikel während der Binderaktivierung könnte den Erklärungsansatz verfeinern.

- These 2: Änderung der Bindergeometrie aufgrund des Binderfließens und dadurch Beeinflussung der Permeabilität

Alle Preforms werden für die Dauer von einer Minute aktiviert, so dass die Viskosität bei der Aktivierungstemperatur darüber bestimmt, wie stark der Binder in der gegebenen Zeit fließen und dadurch seine Form ändern kann, was gegebenenfalls einen Einfluss auf die vermutete Abstandswirkung hat. Die Viskosität bei der jeweiligen Aktivierungstemperatur ist am höchsten für EPR 5311 und PKHP (vgl. Tabelle 4.1). Demnach verändert sich die Morphologie dieser Binder während der Aktivierung kaum. EPR 5390 sowie A9132 weisen demgegenüber deutlich niedrigere Viskositäten auf und fließen daher stärker. Durch das Abfließen des Binders in die Filamentzwischenräume reduziert sich der Durchmesser der Partikel und damit auch der Abstand der Verstärkungslagen an diesem Punkt. Als Resultat davon sollte die Permeabilität sinken. Tatsächlich weisen aber gerade EPR 5390 und A9132, also die beiden Binder mit der niedrigeren Viskosität, eine relativ große Permeabilitätserhöhung auf.

- These 3: Permeabilitätserhöhung aufgrund von Oberflächenspannungseffekten des Binders

Eine mögliche Erklärung hierfür wird in [180] diskutiert. Die Autoren schlagen einen Mechanismus vor, nach dem sich die Filamentabstände durch die Oberflächenspannung des Binders verringern. Der Binder zieht gewissermaßen die Filamente aneinander und erhöht dadurch die Dichte der Rovings. Dabei sinkt die Mikroporosität, weswegen die Makroporosität steigt.

Andererseits wird in [99] gezeigt, dass die Eindringtiefe einer Binderdispersion in einen Glasfaserroving zwischen 20 und 110 μm beträgt. Im Gegensatz zur Bebinde rung mit einem Sieb und der damit einhergehenden Ablage der Partikel auf der Halbzeugoberfläche, wird in diesem Fall die Dispersion mit einem Düsenkopf sprüh appliziert. Ein Teil der Eindringtiefe resultiert daher aus der Auftragstechnik und nicht vom kapillaren Fließen des Binders während der Aktivierung.

Weiterhin wird untersucht, wie ein Glasfaserroving von einer thermoplastischen Schmelze in einem Spritzgießversuch entlang der Filamentrichtung überströmt wird. Die scherratenabhängige Viskosität liegt zwischen 4 und 100 Pa·s. Innerhalb spritz gusstypischer kurzer Imprägnierzeiten und hoher Imprägnierdrücke werden durchschnittlich 1 bis 5 Filamente in Rovingdickenrichtung von der Schmelze umspült. Das entspricht einer Eindringtiefe von ca. 20 bis 100 μm . Im Vergleich zur Aktivierung von EPR 5390 ist die Viskosität der Schmelze zwei Größenordnungen geringer,

die Fließzeit inklusive Nachdruck etwa $1/5$ der Binderaktivierungsdauer und der Einspritzdruck mit über 1000 bar sehr viel höher.

Aus diesen Gründen ist davon auszugehen, dass die Imprägniertiefe des Binders auf Basis des hier vorgestellten Aktivierungsprozesses deutlich niedriger ausfällt. Zusätzlich sind ein anisotroper Kapillardruck sowie eine anisotrope Rovingpermeabilität zu erwarten. Die Hauptfließrichtung für den Binder sollte demnach entlang der Filamente orientiert sein. Der Binder verteilt sich daher hauptsächlich in der oberen Filamentebene. Die Penetration des Rovings in Dickenrichtung ist nur gering. Entsprechende Belege für dieses Verhalten sind z. B. in der starken Verfilmung des Binders auf der Halbzeugoberfläche (vgl. Abbildung 4.9) zu sehen. Die Vermutung, der Binder würde die Rovingdichte aufgrund von Oberflächenspannungseffekten erhöhen, kann daher nur für einen sehr kleinen, oberflächennahen Bereich der Rovings gültig sein.

Dennoch kann auch diese geringe Veränderung der Fließkanalgeometrie einen Einfluss auf die gemessene Permeabilität haben.¹² Der maßgebliche Anteil des Fluidvolumens strömt in den Makrokanälen. Unter der Annahme einer idealen Rohrströmung hängt der Volumenstrom dort in der 4. Potenz vom Radius des Kanals ab (Gesetz von Hagen-Poiseuille). Auch wenn die Makrokanäle nur wenig vergrößert werden, kann dies also einen großen Einfluss auf den makroskopisch sichtbaren Fluidvolumenstrom und damit auf die gemessene Permeabilität haben.

Die Ergebnisse der Kompaktierungsmessungen sprechen ebenfalls gegen ein großes direkt vom Binder beeinflusstes Probenvolumen. Der Springback bezogen auf 3,0 mm wäre bei vollständig von Binder getränkten Rovings nahe Null. Tatsächlich liegt aber eine messbare Rückstellung vor. Obwohl die Wirkung der als Erklärung vorgeschlagenen Oberflächenspannungseffekte nicht gänzlich ausgeschlossen werden kann, ist es wahrscheinlich, dass sie lediglich lokal begrenzt auftritt und nur eine untergeordnete Rolle spielt.

- These 4: Permeabilitätserhöhung aufgrund verringerter Anzahl von Fluidsenken
Aus der Diskussion der Oberflächenspannungseffekte ergibt sich ein neuer Ansatz zur Erklärung der starken Permeabilitätserhöhung für EPR 5390 sowie A9132. Es ist unstrittig, dass diese Binder relativ niedrigviskos sind und sich während des Fließens auf der Rovingoberfläche verteilen. Weiterhin ist anerkannt, dass technische Textilien Dual-Scale-Fließen aufweisen.
In diesem Szenario kann der verfilmte Binder an der Rovingoberfläche dazu führen, dass der Makrofluss erhöht wird, indem das Tränken der Rovings (also der Mi-

¹²Dabei ist zu bedenken, dass für die Berechnung der Permeabilität der instationäre Zustand des ungesättigten Fließens am Ende eines Fließexperiments als nahezu stationär angesehen wird.

kröfluss) verzögert wird. Die Halbzeugoberfläche wird durch geschmolzenen Binder versiegelt. Dadurch steht mehr Fluidvolumen für das Fließen in den Makrokanälen bereit, wodurch das Dual-Scale-Verhalten noch ausgeprägter wird. Die scheinbare Fließgeschwindigkeit steigt (vgl. Abbildung 2.12) und somit wird auch eine höhere Permeabilität gemessen. Die Annahme eines stationären, gesättigten Fluidflusses wird in diesem Fall nur noch schlecht erfüllt. Luft in den Zwischenfilamenträumen wird umflossen. Es entstehen Mikroporen im Roving. In [180] und [179] werden entsprechende Ergebnisse beschrieben, falls der Binder die Rovings teilweise oder vollständig imprägniert.

Allerdings weisen die Mikroskopaufnahmen (Abbildung 4.8–4.10) darauf hin, dass dieser Effekt wegen seines geringen Umfangs nicht allein für die Permeabilitäts-erhöhung verantwortlich sein kann. Die Verfilmung für $\text{EPR } 5390$ ist bei 60 s Binderaktivierungsdauer noch sehr gering. Der Vergleich mit den Aufnahmen für 1000 s und 3600 s Binderaktivierungsdauer belegt, dass die Versiegelung der Oberflächen nur unvollständig und punktuell erfolgt ist.

- These 5: Permeabilitäts-erhöhung ist Ergebnis mehrerer Faktoren

Die Erhöhung der Permeabilität durch den Einsatz von Binder lässt sich daher am ehesten als Ergebnis von verschiedenen, gleichzeitig wirkenden Einflussfaktoren interpretieren. Die Kombination ihrer Einflüsse erklärt die Beobachtungen gut (Abbildung 4.47).

Der Binder wirkt als Abstandhalter (Abbildung 4.47 b). Indem er die Verstärkungslagen separiert, werden die Makrofließkanäle vergrößert. Dadurch erhöht sich die beobachtete Fließgeschwindigkeit, die der Permeabilitätsmessung zugrunde liegt. Die weitere Erhöhung der Bindermenge könnte dazu führen, dass einige Binderpartikel die neu geschaffenen Hohlräume selbst besetzen (Abbildung 4.47 c), weswegen trotz konstanter Abstandhalterwirkung die Permeabilitäts-erhöhung nicht so stark ausfallen oder die Permeabilität sogar abnehmen könnte.

Durch das Abfließen des Binders in die Filamentzwischenräume während der Binderaktivierung nimmt die Abstandhalterwirkung des Binders ab, allerdings setzt auch eine Verfilmung der Oberfläche des Verstärkungshalbzeugs ein (Abbildung 4.47 f). Hierdurch nimmt der Dual-Scale-Charakter des porösen Medium weiter zu. Darüber hinaus kompaktiert der Binder die Rovings, so dass sich die Dual-Scale-Eigenschaften zusätzlich verstärken (Abbildung 4.47 d).

Die gemessene Permeabilitäts-erhöhung setzt sich daher aus einer tatsächlichen sowie einer scheinbaren Erhöhung zusammen. Die Ergebnisse der Preforms, die mit weniger fließfähigem Binder gepreformt worden sind, geben einen Hinweis auf den jeweiligen Anteil an der Gesamtpermeabilitäts-erhöhung.

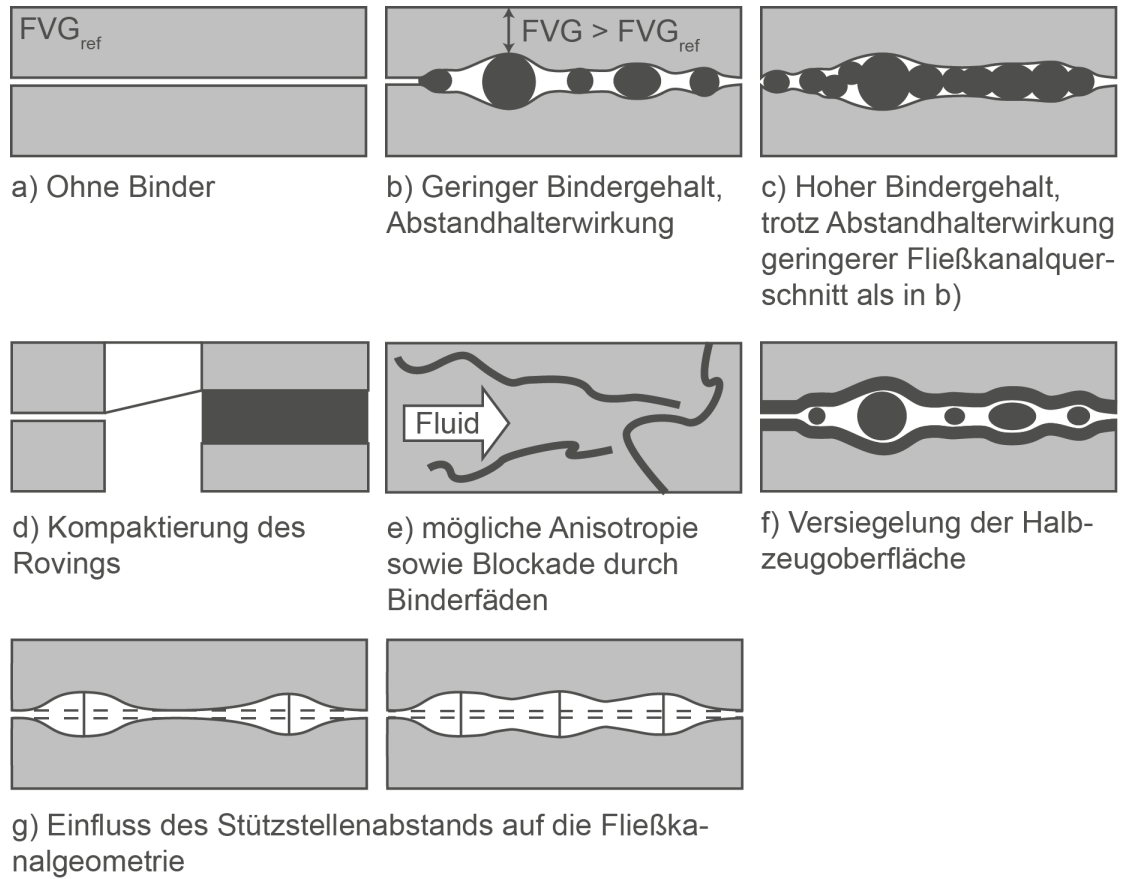


Abbildung 4.47: Mögliche Einflüsse von Binder auf die Preform- sowie Fließkanalgeometrie und dadurch mittelbar auf die Permeabilität

Die grundsätzliche Wirkungsweise der Pulverbinder kann auch für die Vliesbinder beobachtet werden. Obwohl keine Viskositätskurven ermittelt werden können, zeigt die optische Begutachtung des Binderaktivierungsergebnisses, dass das Bindermaterial nur geringe Deformationen durch Fließbewegungen erfährt. Verfilmung ist kaum festzustellen, weswegen davon ausgegangen werden kann, dass geometrische Effekte die hauptsächliche Ursache für die Permeabilitätserhöhungen sind. Die Fadendurchmesser der Vliesbinder liegen im Bereich von 260 bis 350 μm , was dem Dreifachen der Durchmesser der Pulverbinder entspricht. Das lässt eine deutlich stärkere Permeabilitätserhöhung möglich erscheinen, als sie tatsächlich für die Vliesbinder ermittelt werden kann.

Der Grund für die nur relativ geringe Erhöhung liegt in der Struktur der Vliesbinder. Wegen der geringeren Durchmesser der Pulverbinderpartikel ist bei gleichem globalem Flächengewicht weniger Binder Masse an einem Ort konzentriert. Die Anordnung der Binderfäden ist unregelmäßig und netzartig mit relativ großem Abstand der Fäden zueinander. Der Lagenabstand, den ein Pulverbinderpartikel erzeugen kann ist zwar geringer als für Vliesbinder, die Bedeckung der Halbzeugoberfläche ist dafür jedoch gleichmäßiger. In Kombination mit der Steifigkeit der Verstärkungsfäden führt das zu einer besseren Abstandhalterwirkung für die Pulverbinder. Die Filamentsteifigkeit erlaubt Verformungen mit großen Radien, verhindert aber scharfe Knicke der Verstärkungsfäden. Falls mehrere Stützstellen in kurzem Abstand zueinander existieren, wie es bei den Pulverbinder der Fall ist, so ist die Wahrscheinlichkeit geringer, dass sich zwei Halbzeugglagen berühren. Liegen die Stützstellen, wie für Vliesbinder, weiter auseinander, kann es häufiger zu Kontakt der Verstärkungslagen kommen (Abbildung 4.47 g). Entsprechend hoch oder niedrig fällt der Einfluss auf die Permeabilität aus.

Die drei Bindervliestypen PA 1401, PA 1300 sowie PA 1412 besitzen das gleiche Flächengewicht und führen daher zu ähnlichen Preformpermeabilitäten. Das vierte Bindervlies (Do253B) hat ein Flächengewicht von 24 g/m^2 . Es ist so konstruiert, dass sich die Lagendicke kaum erhöht und stattdessen die Flächendichte zunimmt (vgl. Abbildung 4.7). Wegen des geringeren Stützstellenabstandes ist die Permeabilitätserhöhung hier am höchsten. Wie bereits für Pulverbinder erläutert, ist hinsichtlich der Permeabilitätserhöhung ein Optimum zu erwarten, das vom Stützstellenabstand einerseits und der Besetzung der Fließkanäle mit Binder andererseits gebildet wird. Damit kommt der Konstruktion des Bindervlieses große Bedeutung zu.

Dies wird auch an der Anisotropie der gemessenen Permeabilitäten deutlich. Die Binderfäden können quer zur Imprägnierichtung orientiert sein und damit den Fluidfluss behindern oder ihn durch eine Längsorientierung begünstigen (Abbil-

dung 4.47e). Sofern die Vliese eine z. B. prozessbedingte Vorzugsausrichtung der Binderfäden besitzen, ist ihr Einfluss auf die Preformpermeabilität abhängig von der Bindervliesorientierung. Dieser Zusammenhang ist entscheidend für die Preformherstellung. Vor der Verwendung von Bindervliesen müssen sie auf Anisotropie hin untersucht und die Stapelfolge der Vlieslagen ggf. angepasst werden. Erneut wird die höhere Aussagekraft der alternativen Auswertemethode deutlich, da dieses Ergebnis in der klassischen Variante verborgen geblieben wäre.

Durch die Analyse des Einflusses verschiedener Bindertypen auf die Permeabilität werden vielfältige Fragen aufgeworfen. Einige der als Thesen vorgestellten Mechanismen sollen in den folgenden Abschnitten weiter untersucht werden.

Bindermenge

Die vorangegangenen Untersuchungen zum Einfluss des Bindertyps auf die Preformpermeabilität liefern erste Hinweise auf die Bedeutung verschiedener Bindermengen. Diese Zusammenhänge werden am Beispiel von EPR 5390 und PKHP weiter untersucht.

Im Folgenden werden die Ergebnisse zunächst in der klassischen Art und Weise dargestellt und interpretiert bevor eine Neubetrachtung nach der vorgestellten Alternativmethode erfolgt. Die Permeabilitätserhöhung für EPR 5390 ist bei 2 Prozent maximal. Die zusätzlichen Messungen für 4 und 6 Prozent Bindergehalt liefern im Mittel niedrigere Werte. Im Gegensatz dazu kann für PKHP keinerlei Permeabilitätserhöhung festgestellt werden. Mit steigendem Bindergehalt sinkt die Permeabilität (Abbildung 4.48).

Die beiden Messreihen unterscheiden sich im Basisfaservolumengehalt der Preform. Während für die Messungen mit EPR 5390 der Faservolumengehalt 41 Prozent beträgt, liegt er für die Messungen mit PKHP bei 50 Prozent. Entsprechend lässt sich ein Einfluss des Basisfaservolumengehaltes auf die Art und Weise, in der der Binder die Permeabilität verändert, vermuten.

Aus diesem Grund werden die Kompaktierungsmessungen betrachtet, aus denen hervorgeht, dass für niedrige Faservolumengehalte auch nur geringe Kompaktierungskräfte zur Erreichung eines bestimmten Kompaktierungsgrades benötigt werden. Da der Binder zusätzliches Volumen bei gegebener Kavitätshöhe einnimmt, werden die Verstärkungsfäden von ihm verdrängt, d. h. die Preform wird kompaktiert und der Binder fungiert als Abstandhalter zwischen den Verstärkungslagen.

Durch einen höheren Faservolumengehalt ist die Kompaktierungsfähigkeit der Preform allerdings reduziert. Die Verdrängung der Verstärkungsfäden wird erschwert, so dass die Abstandhalterwirkung geringer ausfällt, was die Ergebnisse von PKHP im Vergleich zu EPR 5390 erklären könnte.

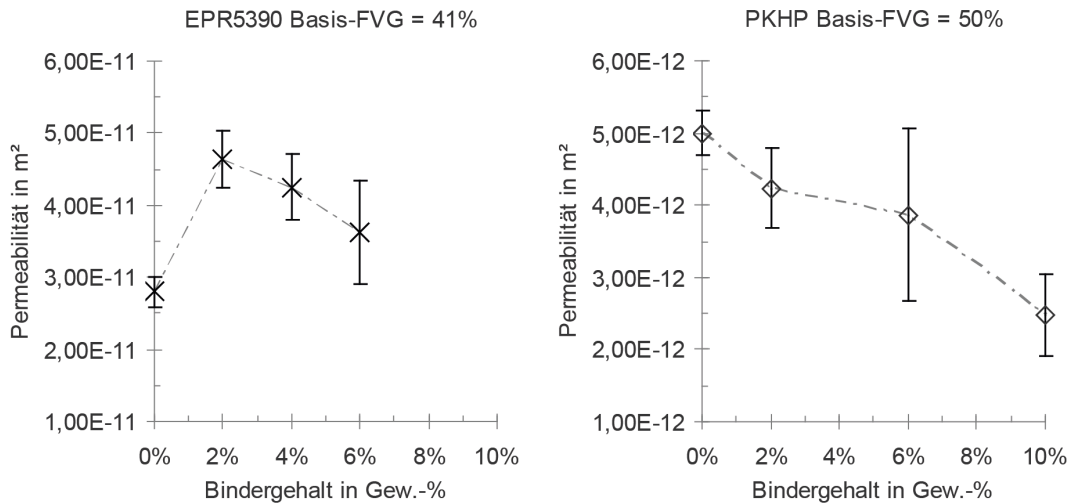


Abbildung 4.48: Klassische Darstellung der Permeabilitäten für verschiedene Bindergehalte von mit EPR5390 und PKHP bebinderten Proben

Ein weiterer zu berücksichtigender Aspekt in diesem Zusammenhang ist die Binderviskosität. Beide Binder werden so aktiviert, dass sie im Wesentlichen auf der Halbzeugoberfläche verbleiben und nicht durch Kapillarkräfte in die Filamentzwischenräume gezogen werden. Dennoch erfolgt bis zu einem gewissen Grad auch eine Einbettung des Binders in das umgebende Fasermaterial. Die Preformingversuche haben gezeigt, dass eine entsprechende Parameterwahl notwendig ist, um die gewünschten Handlingeigenschaften zu erzielen.

Das Einbettungsverhalten beider Binder unterscheidet sich. Die EPR 5390-Partikel werden eingebettet, indem geringe Mengen des Binders an der Partikeloberfläche verflüssigen und abfließen. Das PKHP-Material hingegen ist höher viskos und kann als pastös bezeichnet werden. Hier werden die Filamente in die Binderoberfläche gepresst, so dass sich der Binder in die Filamentzwischenräume quetscht. Wegen der größeren Partikeldurchmesser sind die entsprechenden Kräfte bei PKHP höher, was zu einer stärkeren Verformung des (Rest-)Partikels und somit einer reduzierten Abstandhalterwirkung führt. Die Permeabilität für PKHP sinkt mit steigendem Bindergehalt, was im Einklang mit dem Literaturstand ist.

Um nun zu überprüfen, ob die so dargestellten Änderungen der Permeabilität über eine bloße Porositätsbeeinflussung hinausgehen, muss eine andere Auftragsart der Ergeb-

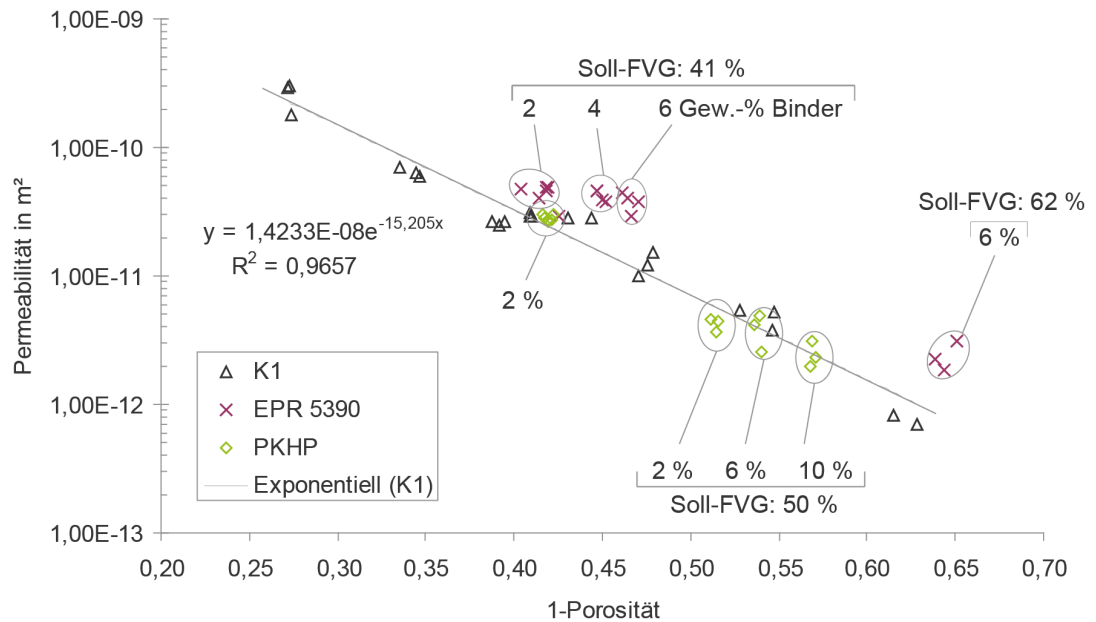


Abbildung 4.49: Vergleich der K_1 -Permeabilitäten aus 1D-Messungen von bebinderten (EPR 5390, PKHP) und unbebinderten Proben; Beachte, für bebinderte Proben setzt sich (1-Porosität) aus dem Faservolumengehalt und dem Bindervolumengehalt zusammen

nisse gewählt werden. Es wurde bereits angesprochen, dass die Permeabilität über der tatsächlichen Porosität dargestellt werden sollte und das Zusammenfassen auf einen Soll-Faservolumengehalt hin unzulässig ist. Dies gilt ebenso für die Untersuchungen zum Einfluss des Bindergehaltes. Die Ergebnisse aus Abbildung 4.48) werden aus diesem Grund neu abgetragen (Abbildung 4.49).

Der Ist-Faservolumengehalt wird mit dem Ist-Bindervolumengehalt zu einer Ist-Preformporosität zusammengefasst. Für PKHP sind vier Gruppen von Datenpunkten zu erkennen.

Die erste Gruppe liegt um den Standardfaservolumengehalt von 41 Prozent. Der Standardgehalt des Binders von 2 Gew.-% verschiebt die Gesamtporosität im Vergleich zur unbebinderten Preform kaum. Außerdem ist zu erkennen, dass die Permeabilität der PKHP-Preforms nur geringfügig oberhalb der Ausgleichgeraden für die unbebinderten

Referenzmessungen und noch innerhalb der Schwankungsbreite dieser Einzelmessungen liegt.

Im weiteren Verlauf sind die Messungen für 2, 6 und 10 Gew.-% Bindergehalt bei einem Basisfaservolumengehalt von 50 Prozent dargestellt. Unter Berücksichtigung der Verringerung der Gesamtporosität ergibt sich keine signifikante Erhöhung oder Verringerung der Permeabilität durch die Zugabe von PKHP im Vergleich zur unbedingten Referenz. Einmal mehr wird deutlich, dass die einfache Darstellung über dem Bindergehalt (Abbildung 4.48) zwar plakativ ist, aber entscheidende Informationen vernachlässigt und dadurch zu Falschaussagen führt. In dem vorliegenden Fall wird die bei EPR 5390 beobachtete, auf Abstandhalterwirkung basierende, Permeabilitätserhöhung möglicherweise gerade durch die Porositätsverringerung kompensiert, so dass sich für PKHP keine Permeabilitätsbeeinflussung ergibt.

Für EPR 5390 ergibt sich eine ähnliche Gruppierung. Die Ergebnisse der Messungen mit einem Bindergehalt von 2 Gew.-% liegen um den Basisfaservolumengehalt von 41 Prozent verteilt vor. Es folgen die Werte für 4 und 6 Gew.-%. Die Permeabilitätserhöhung wird in dieser Darstellung besonders offensichtlich. Obwohl der Durchschnitt der Absolutwerte leicht fällt, wächst die Differenz zur Ausgleichsgerade mit steigendem Bindergehalt an. Trotz gesunkener Porosität verändert sich die Permeabilität kaum.

Auffällig ist, dass für EPR 5390-bebunderte Proben auch bei einer stark verminderten Porosität (Basisfaservolumengehalt: 62 %, Bindergehalt: 6 Gew.-%) die Permeabilitätserhöhung bestehen bleibt. Die verminderte Kompaktierungsfähigkeit der Preform scheint hier keine Rolle zu spielen.

Eine Möglichkeit die Diskrepanz von EPR 5390 und PKHP zu erklären, ist die Theorie von der Versiegelung der Halbzeugoberflächen (vgl. Abbildung 4.47) durch das Fließen des Binders. Dadurch würde die Tränkung der Rovings behindert, in der Folge prägt sich der makroskopische Fluss stärker aus und die Messergebnisse werden dahingehend verfälscht, dass die Übertragung der Theorie der gesättigten Messung auf die Praxis der instationären Messung nicht mehr möglich ist.

Die deutlich niedrigere Viskosität von EPR 5390 gegenüber PKHP könnte ein solches Verhalten ermöglichen. Die REM-Aufnahmen der Proben, die mit den Standardparametern aktiviert worden sind, zeigen die beginnende Verfilmung des Binders, während für PKHP kein derartiges Binderfließen zu erkennen ist. Dieser materialspezifische Zusammenhang wird im Folgenden weiter untersucht.

Binderaktivierungsparameter

In den hier vorgestellten Experimenten werden die Preformingparameter verändert, um dadurch das Fließverhalten des Binders zu beeinflussen und mögliche Auswirkungen auf

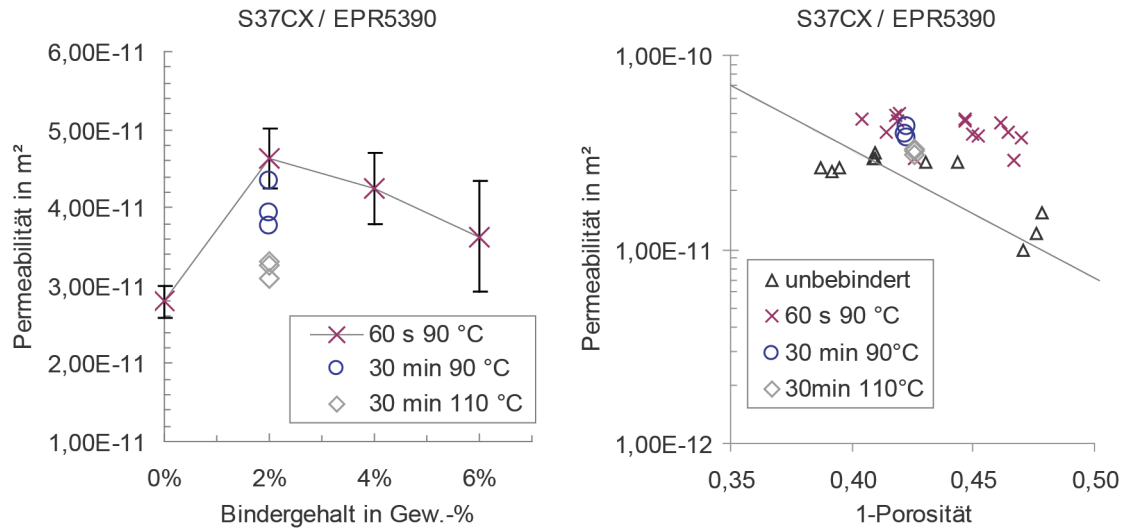


Abbildung 4.50: Ergebnisse der 1D-Permeabilitätsmessungen von mit verschiedenen Parametern aktivierten Preforms

die Permeabilität zu untersuchen. Ausgehend von den Standardaktivierungsparametern für EPR 5390 (60 s und 90 °C) wird zunächst die Aktivierungsdauer auf 30 Minuten und im Anschluss auch die Aktivierungstemperatur auf 110 °C erhöht.

Die Ergebnisse (Abbildung 4.50) sprechen gegen die Theorie einer Verzögerung des Mikroflusses. Längere Aktivierungsdauern sowie höhere Aktivierungstemperaturen rufen nachweislich eine stärkere Spreitung der Binderpartikel auf der Halbzeugoberfläche hervor (vgl. REM-Aufnahmen in Abbildung 4.8–4.10). Demnach müssten die Fluidsenken stärker von den Makrokanälen abgetrennt und dadurch der Abfluss in die Rovings stärker behindert sein. Das Ergebnis in der instationären Messmethode wäre eine Permeabilitäts-erhöhung. Tatsächlich sinkt die Permeabilität aber, und zwar umso deutlicher, je mehr Binderfließen durch die Wahl geeigneter Aktivierungsparameter möglich ist. Das gilt auch bei der Betrachtung der Permeabilität über 1-Porosität. Die gedachte Ausgleichsgerade der Ergebnisse der mit 2 Gew.-% bebinderten und bei verschiedenen Parametern akti-vierten Proben fällt steiler ab als die der unbinderten Referenz.

Eine naheliegende Interpretation der Ergebnisse ist, dass das längere Fließen des Bin-ders die Abstandhalterwirkung reduziert. Diese Annahme allein erklärt jedoch nicht, warum Preforms mit PKHP, der keine sichtbaren Anzeichen von Fließvorgängen bei den gewählten Aktivierungsparametern aufweist, nahezu die gleiche Permeabilität besitzen

wie unbedinderte Proben. Die PKHP-Binderpartikel fließen aufgrund der sehr viel höheren Viskosität des Binders kaum, weswegen die Abstandhalterwirkung erhalten bleibt. Dennoch ist die für *EPR 5390* messbare Permeabilitätserhöhung bei PKHP nicht vorhanden.

Aus den Kompaktierungsmessungen ist bekannt, dass höhere Aktivierungstemperaturen und längere Aktivierungsdauern zu Umordnungsvorgängen in der Preform führen. Die Binderaktivierung erfolgt in allen Fällen mit einer Kavitätshöhe von 3,0 mm, die Permeabilitätsmessungen beim Standardfaservolumengehalt mit einer Kavitätshöhe von 2,5 mm. Der rechnerische Faservolumengehalt ist somit für alle Proben gleich, allerdings bewirken die temperaturinduzierten Umordnungsvorgänge eine Veränderung in der Verteilung der Fließkanäle.

Die Entropie sollte zunehmen, so dass die Bereiche der Preform mit dem höchsten lokalen Faservolumengehalt eine Faservolumengehaltsreduzierung durchlaufen. Im Gegenzug werden die Querschnitte der Makrokanäle reduziert bzw. erhöht sich der Faservolumengehalt dort, wo er bisher sehr niedrig war. Diese Homogenisierung führt zu einer niedrigeren Permeabilität, denn, entsprechend des Gesetzes von Hagen-Poiseuille, haben kleine Querschnittsänderungen einen großen Einfluss auf die Permeabilität. Der überproportional hohe Beitrag der großen Fließkanäle wird also durch deren Verkleinerung reduziert. Allerdings sprechen die Ergebnisse der Permeabilitätsmessungen von Preforms mit verschiedenen Bindertypen (vgl. Abbildung 4.44) gegen diese Überlegung. Besonders deutlich wird dies für die verschiedenen Vliesbinder, bei denen die Aktivierungstemperatur zwischen 120 (*PA 1401*) und 193 (*PA 1412*) Grad Celsius liegt, aber dennoch nahezu gleiche Permeabilitäten gemessen werden. Aus dem gleichen Grund kann ein eventueller Schrumpf der Nähfäden bei erhöhter Aktivierungstemperatur verbunden mit einer Vergrößerung der Makrokanäle nicht die Ursache für die gemessenen Permeabilitätsänderungen sein.

Durch die Untersuchung des Einflusses der Binderaktivierungsparameter auf die Permeabilität wird also festgestellt, dass die Permeabilitätserhöhung aufgrund einer Kombination von Faktoren stattfindet. Die Abstandhalterwirkung der Binderpartikel sowie die sie beeinflussenden Parameter spielen dabei eine entscheidende Rolle. Die während der Aktivierung stattfindenden Umordnungsvorgänge der Verstärkungsfäden können bei Pulververbindern die Permeabilität beeinflussen. Sie scheinen aber bei Vliesbindern nur einen untergeordneten Einfluss zu haben. Gegenüber der Abstandhalterwirkung der Binder sind die Umordnungsvorgänge aber in beiden Fällen nachrangig. Ebenfalls von untergeordneter Bedeutung ist die Spreitung der Binderpartikel und das damit verbundene Versiegeln der Rovings. Während die Umordnungsvorgänge bereits im Abschnitt zum Kompaktierungsverhalten (Abschnitt 4.1.4) untersucht worden sind, soll die Abstandhalterwirkung durch eine Analyse des Einflusses der Binderpartikelgröße weiter aufgeklärt werden.

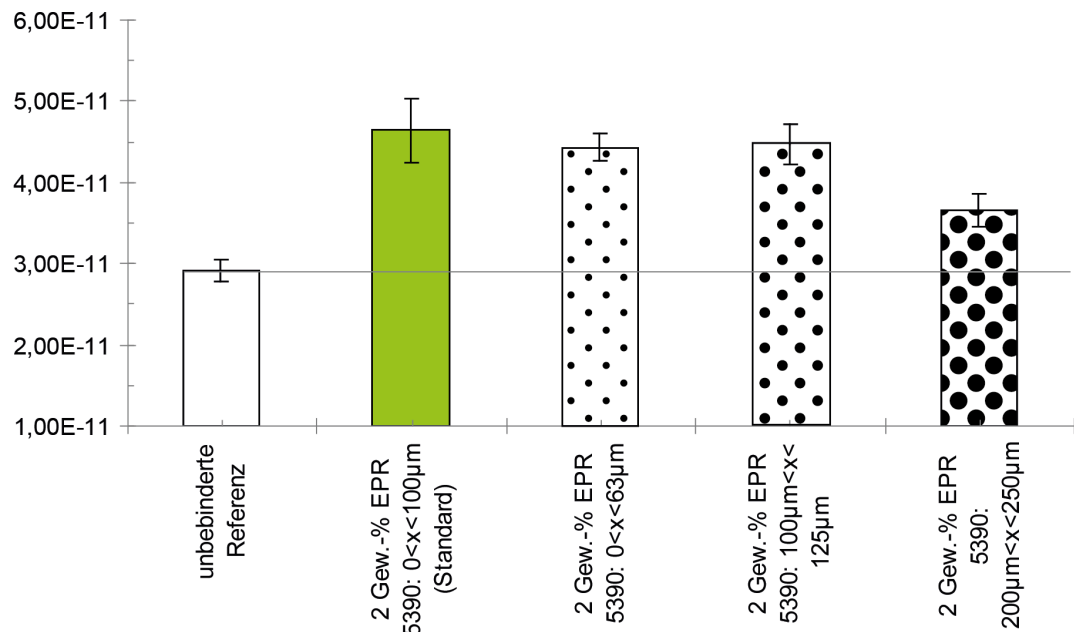


Abbildung 4.51: Einfluss der Binderpartikelgröße auf die Permeabilität

Binderpartikelgröße

Die Ergebnisse der bisherigen Untersuchungen führen immer wieder auch auf geometrische Faktoren als Ursache für eine Beeinflussung der Preformpermeabilität. Dieser Zusammenhang soll anhand verschiedener Binderpartikelgrößen analysiert werden (Abbildung 4.51).

Die Ergebnisse der mit unterschiedlichen Fraktionen von EPR 5390 bebinderten Preformen bestätigen sowohl die permeabilitätserhöhende Wirkung geringer Bindergehalte als auch den Einfluss der Binderpartikelgröße an sich. Die kleine und mittlere Partikelgrößenfraktion weisen die betragsmäßig gleiche Permeabilitätserhöhung auf wie die standardmäßig aufgetragene Fraktion ($<100\text{ }\mu\text{m}$). Die Bebindung mit der Fraktion der großen Partikeldurchmesser führt zu einem geringeren Permeabilitätsanstieg. Obwohl der prinzipielle Einfluss der Binderpartikelgröße erwartungsgemäß ist, überrascht dessen Verlauf dennoch. Für die Fraktionen mit kleineren Partikeldurchmessern sollten die Abstandhalterwirkung und somit auch die Permeabilitätserhöhung entsprechend geringer ausfallen. Eine Erklärung für das beobachtete, gegensätzliche Verhalten liefert die

Tabelle 4.3: Daten zur Verteilung der Binderpartikel auf der Preformoberfläche bei angenommener monomodaler Partikelgrößenverteilung

Durchmesser in μm	63	125	250
Volumen eines Partikels in m^3	1,31E-13	1,02E-12	8,18E-12
Anzahl an Partikeln pro m^2	41661825	5333716	666714
Abstand bei quadratischer Fläche und tetragonaler Anordnung in mm	0,15	0,43	1,22

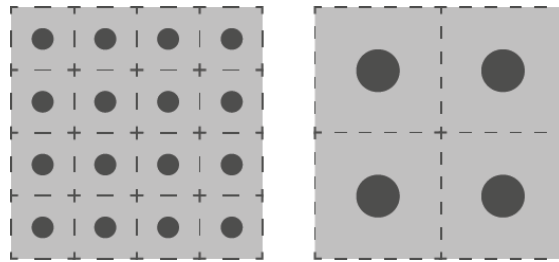


Abbildung 4.52: Schematische Darstellung der Binderpartikelverteilung

Betrachtung der mittleren Partikelabstände abhängig von der aufgetragenen Partikelgrößenfraktion (Tabelle 4.3).

Mit steigendem Binderpartikeldurchmesser verringert sich die Anzahl an Binderpartikeln, die benötigt werden, um das gewünschte Binderflächengewicht zu erreichen. Dadurch vergrößert sich der Abstand der Partikel zueinander (Abbildung 4.52 vgl. Abbildung 4.47 g). Der Einfluss dieses Stützstellenabstands auf die Permeabilität konnte bereits für die Vliesbinder festgestellt werden und tritt bei den Pulverbinder offensichtlich ebenfalls auf.

Damit wird auch besser verständlich, dass PKHP kaum eine Beeinflussung der Permeabilität hervorruft, obwohl er in der Zwischenschicht vorliegt, während EPR 5390 zu einer deutlichen Permeabilitätserhöhung führt. PKHP hat den größeren mittleren Partikeldurchmesser. Der Effekt der Abstandhalterwirkung wird durch den Effekt des Stützstelleneinflusses in Kombination mit dem veränderten Verhältnis von Mikro- zu Makrofließkanälen kompensiert.

Zusammenfassung der Einflüsse von Binder auf die Permeabilität

Es können verschiedene konkurrierende Mechanismen identifiziert werden, deren Zusammenspiel über die Auswirkung von Binder auf die Permeabilität einer Preform bestimmt. Der Binder separiert die Verstärkungslagen lokal und schafft dadurch in seiner Umgebung Makrofließkanäle auf Kosten einer stärkeren Kompaktierung der Rovings und damit Reduzierung der Mikroporosität. Das beeinflusst die Dual-Scale-Eigenschaften des Halbzeugs und kann Einfluss auf die Porosität des Bauteils nehmen. Bei hohen Bindergehalten werden die neu geschaffenen Kanäle teilweise durch den Binder selbst okkupiert. Bei niedrigen Bindergehalten entscheidet die Bindergeometrie (Partikelgröße, Abstand der Partikel zueinander) darüber, wie die Preformpermeabilität beeinflusst wird.

Die Binderaktivierungsparameter bestimmen über das Fließverhalten des Binders. Auf Grund von Kapillarkräften kann es zum Abfließen des Binders in oberflächennahe Filamentzwischenräume kommen. Die damit einhergehenden Veränderungen der Abstandhalterwirkung sowie des Verhältnisses von Mikro- zu Makrofluss führen zu der beobachteten Permeabilitätsbeeinflussung.

Die Modellvorstellungen zur Wirkungsweise des Binders im Zusammenhang mit der Permeabilität werden in Abbildung 4.53 dargestellt. In dieser Arbeit konnten hauptsächlich Ergebnisse ermittelt werden, die dem Bindertyp 1 entsprechen. Insbesondere EPR 5390 ist ein Beispiel hierfür. Innerhalb der untersuchten Parameter war eine verschieden stark ausgeprägte Permeabilitätserrhöhung feststellbar. Dennoch ist auch für diesen Bindertyp bei geeigneten Preformingparametern eine Permeabilitätsverringerrung zu erwarten. Der Grenzfall wird durch eine vollständige Sättigung mit Binder gebildet. Bei der dann vorliegenden Porosität von Null wäre die Permeabilität ebenfalls Null.

Für den Bindertyp 2 kann PKHP als Beispiel angeführt werden. Hier halten sich bei Erhöhung des Bindergehaltes die Faktoren, die zur Erhöhung oder Verringerung der Permeabilität führen, die Waage. Trotzdem kann auch dieser Bindertyp schlussendlich zu einer Verringerung der Permeabilität führen. Sofern die Abstandhalterwirkung komplett aufgehoben wird (Aktivierungstemperatur bzw. -dauer) liegen nur noch die Permeabilität verringernde Faktoren vor. Jeder Binder reduziert die Porosität und nimmt bei gleichem Bindergehalt und Dichte nach ausreichend langem Fließen auch das gleiche Volumen innerhalb der Rovings ein. Damit ist für die Permeabilität der gleiche Wert zu erwarten.

Diese Überlegungen gelten schließlich auch für den Bindertyp 3, für den in dieser Arbeit kein Beispiel vorhanden ist. Mit steigendem Bindergehalt führt er zu einer ausschließlichen Verringerung der Permeabilität. Auch mit variierenden Preformingparametern wird, ausgehend von der ersten Preformbarkeit, lediglich eine Reduktion der Permeabilität erwartet, bis sie die durch das eingesetzte Bindervolumen festgelegte Grenze erreicht.

Die gemessenen Permeabilitätsänderungen lassen sich auf die Veränderung der Fließ-

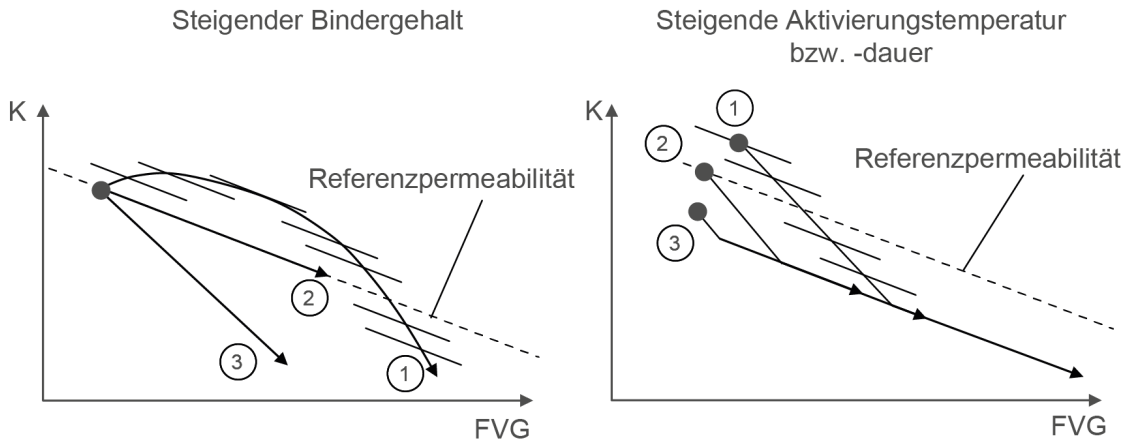


Abbildung 4.53: Darstellung der Zusammenhänge von Permeabilität mit den Preformingparametern und verschiedenen Bindertypen; 1: Binder, der im Ausgangszustand eine Permeabilitätserhöhung hervorruft, 2: Binder, der im Ausgangszustand keine Veränderung der Permeabilität verursacht, 3: Binder, der im Ausgangszustand eine Permeabilitätsverringerung hervorruft

kanalgeometrie zurückführen. Die Binderchemie wird bewusst von den Betrachtungen ausgenommen, da mit einem nicht reaktiven Ersatzfluid gearbeitet wird. Es ist davon auszugehen, dass verschiedene Reaktionsharze unterschiedlich mit den jeweiligen Bindern hinsichtlich Reaktionskinetik und Viskositätsänderung durch Löslichkeit interagieren. Ergebnisse dazu werden z. B. in [37] vorgestellt.

Der Vergleich der hier ermittelten Ergebnisse mit denen aus anderen Studien zeigt einige Widersprüche auf, die im Folgenden kritisch diskutiert werden. In [170] wird zwar ebenfalls eine Permeabilitätserhöhung festgestellt. Sie tritt allerdings nur in einem speziellen Fall auf. Ein BMI Binder wird in Aceton gelöst und die Preform mit der Lösung getränkt. Das Lösemittel dampft bei 94 °C für 30 Minuten in einem Vakuum ab. Der Binder verbleibt in der Preform. Gleichzeitig wird die Preform im Vakuum konsolidiert. Die Permeabilität der so hergestellten Proben erhöht sich von 10 auf 55 Darcy (1 Darcy = $9,869 \cdot 10^{-13} \text{ m}^2$) für 8 Gew.-% Bindergehalt. Wird der gleiche BMI Binder in der gleichen Menge ohne Lösemittel in Form von Pulver aufgetragen, verringert sich die Permeabilität auf 6 Darcy.

Ein PMMA Binder, der bei 287 °C aktiviert wurde und der sich ebenfalls im Roving befindet, ruft keine Permeabilitätserhöhung hervor. Allerdings ist im Verlauf der Bindermengenerhöhung sowohl bei 3 als auch bei 5 Gew.-% Bindergehalt eine leichte Erhö-

hung der Permeabilität feststellbar. Da keine Angaben zur Streubreite oder der Anzahl der Einzelmessungen pro Parameterkombination gemacht werden, ist nicht klar, ob die Änderung signifikant ist. Weiterhin ist unbekannt, wie weit der Binder in den Rovings eingedrungen ist.

Die Autoren erklären die deutliche Permeabilitätserhöhung im ersten Fall damit, dass die Rovings aufgrund der Oberflächenspannung des Lösemittels geschrumpft sind und dadurch die Makrokanäle vergrößert wurden. Es ist allerdings vollkommen ungeklärt, wieso dieser Effekt nach dem Abdampfen des Lösemittels bestehen bleiben sollte. Wahrscheinlich ist gemeint, dass der Binder den geschrumpften Zustand fixiert. Andererseits widerspricht die Versuchsreihe mit dem PMMA Binder dieser Interpretation, da der ebenfalls in den Rovings befindliche Binder keine vergleichbare Wirkung entfaltet. Denkbar ist auch, dass Umordnungsvorgänge auf Filamentebene, wie sie auch in der vorliegenden Arbeit beobachtet werden konnten, eine Erklärung hierfür sein kann. Allerdings sollte eine Relaxation eher zu einer gleichmäßigeren Rovingverteilung, somit einer Reduktion der Makrokanäle und schließlich zu einer geringeren Permeabilität führen.

Weiterhin muss die eingesetzte Versuchsmethodik angezweifelt werden. In [198] beschreiben die Autoren die in ihren Arbeiten verwendete Permeabilitätsmessapparatur. Es fehlen die Angaben zum erreichten Faservolumengehalt und dessen Schwankung über der Halbzeugfläche. Die verwendete Deckplatte aus 1 cm dicken Acrylglas erscheint deutlich zu dünn, so dass wegen der geringen Steifigkeit des Aufbaus mit großer Wahrscheinlichkeit Durchbiegungen aufgetreten sind und die Kavitätshöhe nicht uniform war.

Selbst im Falle einer konstanten Kavitätshöhe ist fraglich, ob der Faservolumengehalt korrekt eingestellt worden ist. Die Probenkonsolidierung erfolgte unter Vakuum und ist somit kraft- und nicht weggesteuert. Es ist anzunehmen, dass für alle Messungen die gleichen Abstandhalter eingesetzt wurden, um somit eine vergleichbare Preformhöhe zu erreichen. Falls die Binder aber tatsächlich die Rovings schrumpfen lassen würden, käme es zu einem oberhalb des Halbzeugs voreilenden Fluid, da die Preformen wegen der Vakuumkonsolidierung nicht alle die gleiche Höhe aufweisen. Dadurch ist der Fließwiderstand über der Kavitätshöhe nicht konstant und die Messung wird verfälscht.

Das Zusammenspiel von Binder und Permeabilität wird ebenfalls in [179] sowie in [180] untersucht, wobei die Daten und Ergebnisse in großen Teilen Duplikate sind und keine zwei echten Quellen darstellen. Der eingesetzte Epoxidharzbinder ist auf das verwendete Matrixharz abgestimmt und soll die mechanischen Eigenschaften des Bauteils nicht beeinträchtigen, was anhand von ILSS Messungen überprüft wird. Dort wird ebenfalls eine Permeabilitätserhöhung gemessen, die sich jedoch für eine Parameterkombination ergibt, die der in dieser Arbeit gewählten Kombination entgegen steht. Die Permeabilitätserhöhung tritt für hohe Aktivierungstemperaturen auf. Der Binder ist in den Rovings lokalisiert. Verbleibt der Binder auf der Halbzeugoberfläche, was durch niedrige Aktivie-

nungstemperaturen erreicht wird, so sinkt die Permeabilität. Es werden zwei Verstärkungstextilien betrachtet. Erst für Bindergehalte ab oder oberhalb von 5 Gew.-% können überhaupt signifikante Permeabilitätsänderungen festgestellt werden.

Diese Arbeiten weisen große Mängel sowohl in der Durchführung als auch in der Interpretation auf. Zum Beispiel ist die Homogenität des Binderauftrags anzuzweifeln. So ist in einer Abbildung sichtbar, dass ein einzelner Binderpartikel mehrere Quadratmillimeter Halbzeugoberfläche bedeckt. Die Porosität in diesem Bereich ist null, während die Umgebung unbebindert ist.

An anderer Stelle wird festgestellt, dass der Binderauftrag zu einer Ansammlung der Binderpartikel an den Kreuzungspunkten von Schuss- und Kettfäden führt. Diese Bereiche stellen im unbebinderten Zustand große Fließkanäle dar, die dort offensichtlich überproportional häufig mit Binder gefüllt werden. Natürlich muss die Permeabilität entsprechend stark dadurch beeinflusst werden, ein Zusammenhang zur Permeabilität wird von den Autoren jedoch nicht hergestellt.

Weiterhin wird die Permeabilitätsänderung durch den Binder auf einen Faservolumengehalt bezogen, der vergleichbar mit dem der unbebinderten Probe ist. Die vorangegangenen Abschnitte haben die Notwendigkeit einer anderen Bezugsgröße – nämlich der tatsächlichen Porosität – verdeutlicht. Da die Bindergehalte bis zu 20 Gew.-% betragen und die eingesetzte Glasfaser eine 2,5-fach höhere Dichte als der Binder besitzt, ist die Porositätsänderung durch die Zugabe des Binders erheblich. Sie wird jedoch an keiner Stelle berücksichtigt.

Wird eine derart große Menge Binder bei niedriger Temperatur und mit nicht kompensierter Kavitätshöhe aktiviert, dann kompaktiert der in den Zwischenschichten liegende Binder die Rovings und blockiert gleichzeitig den Makrofluss. Dadurch verringert sich die Permeabilität sowohl auf mikroskopischer als auch auf makroskopischer Ebene. Die in der hier vorliegenden Arbeit behandelte Permeabilitätserhöhung bei geringen Binderhalten kann wegen der groben Abstufung der in [180] untersuchten Bindergehalte gar nicht vergleichend überprüft werden. Zumindest der erste Messwert bei 5 Gew.-% Bindergehalt weist keine signifikante Änderung gegenüber der Referenz auf. Da die Porosität nicht angepasst worden ist, entspricht dies sogar eine Erhöhung anstatt einer Verringerung wie dort dargestellt. Dadurch werden die hier gewonnen Erkenntnisse eher bestätigt als widerlegt.

Erneut wird in diesen Arbeiten auf die Theorie des Schrumpfens der Rovings zurückgegriffen, um die erhöhte Permeabilität der Preforms mit dem Binder in den Rovings zu erklären. Die gezeigten Schliffbilder, in denen beiden Binderlokalisationen gegenübergestellt werden, widersprechen dem jedoch. Hätte die Schrumpftheorie Bestand, sollte eine Faservolumengehaltserhöhung in den Rovings sichtbar sein. Der tatsächlich in den Bildausschnitten sichtbare Faservolumengehalt ist jedoch vergleichbar, wenn nicht sogar

niedriger für die Probe mit dem Binder in den Rovings.

Demgegenüber stehen die Arbeiten aus [55]. Für verschiedene Bindergehalte wird jeweils die Faservolumengehaltsabhängigkeit der Permeabilität ermittelt. Auch bei niedrigen Faservolumengehalten weisen alle Bindergehalte eine niedrigere Permeabilität auf, als die unbebinderte Referenz. Es ist allerdings unklar, ob die Porosität um den Bindergehalt korrigiert worden ist. Die Berechnung bezieht sich nur auf den Faseranteil, so dass auch hier gewisse Unsicherheiten bestehen.

Obwohl einige Ergebnisse anderer Autoren denen dieser Arbeit zunächst widersprechen zu scheinen, können diese Diskrepanzen mehrheitlich aufgeklärt werden. Hauptursache für die Abweichungen sind methodische Mängel und Interpretationsfehler in den genannten Arbeiten. Werden die Ergebnisse neu interpretiert, unterstützen sie teilweise sogar die hier gemachten Aussagen anstatt ihnen zu widersprechen.

Die Analyse der in dieser Arbeit ermittelten Daten sowie der dafür angewendeten Auswertemethodik verdeutlicht insbesondere in der Diskussion mit dem Literaturstand die Notwendigkeit einer angepassten Ergebnisdarstellung. Eine entsprechende Vorgehensweise wird hier vorgestellt und erfolgreich angewendet.

4.2.2 Viskosität des Injektionsharzes unter dem Einfluss von Binder

Die Untersuchung des Einflusses von Binder auf die Viskosität eines Epoxidharzes (zur Dispergiermethodik siehe Abschnitt 3.2.2) erfolgt exemplarisch für den Binder EPR 5390 und das Harz RIM 135. Obwohl die zu Grunde liegenden Mechanismen hier nicht aufgeklärt werden, ist doch die beispielhafte Betrachtung von großem Wert für das generelle Prozessverständnis.

So ist die Kenntnis über mögliche Veränderungen des Prozessfensters von großer Bedeutung für die Verarbeitung. Zum Beispiel müssen verlängerte Injektionszeiten bzw. kürzere Fließwege durch Viskositätserhöhungen entsprechend in der Bauteil-, Werkzeug- und Prozessauslegung berücksichtigt werden.

In Hinblick auf die Permeabilitätsmessung ist ohnehin ein nicht reaktives Ersatzfluid zu empfehlen, auch wenn für das reaktive Harz/Härtergemisch ein Zeitfenster von nur geringer Viskositätsänderung existiert, in dem eine Messung theoretisch möglich wäre. Die mit nicht reaktivem Fluid gemessene Permeabilität kann durch eine einfache Verhältnisgleichung in eine repräsentative Permeabilität auf Basis einer (z. B. durch Binder) geänderten Viskosität umgerechnet werden.

Bereits für geringe Bindergehalte ist eine technisch relevante Einflussnahme zu beobachten (Abbildung 4.54 und 4.55). Die Umrechnung der Angaben des auf das Flächengewicht einer Verstärkungslage bezogenen Standardbindergehalts in andere Verhältnissgrößen muss entsprechend Tabelle 4.4 berücksichtigt werden.

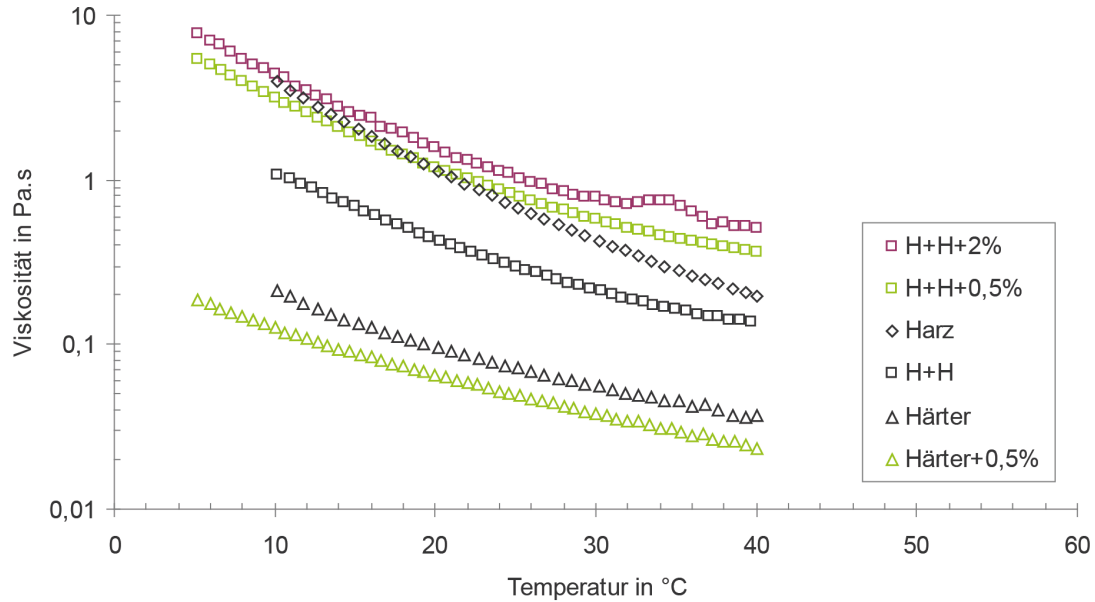


Abbildung 4.54: Ergebnisse der temperaturabhängigen Viskositätsmessungen an Harz und Härtergemischen (H+H) für verschiedene Bindergehalte von EPR 5390

Tabelle 4.4: Binder/Faser/Matrix-Verhältnisse für eine Standardpreform mit einem FVG von 41 % und 6 Lagen (* Standardangabe bezogen auf das Flächengewicht einer Verstärkungstextillage)

Bindergehalt bezogen auf die Preform			Bindergehalt bezogen auf die Matrix		Bindergehalt bezogen auf das Bauteil	
in Gew.-% *	in Gew.-%	in Vol.-%	in Gew.-%	in Vol.-%	in Gew.-%	in Vol.-%
0	0	0	0	0	0	0
0,5	0,42	0,64	0,46	0,46	0,22	0,27
2	1,67	2,58	1,87	1,87	0,87	1,07
10	8,33	12,9	10,09	10,09	4,36	5,36

Der Vergleich der temperaturabhängigen Viskositäten (Abbildung 4.54) von reinem Harz/Härtergemisch mit einem Gemisch, das einen Binderanteil enthält, zeigt, dass ein Bindergehalt von 0,5 Gew.-% zu einer Verdopplung der Viskosität führt. Der Standardbindergehalt von 2 Gew.-% ruft eine Verdreifachung der Viskosität hervor.

Die Dispergierung von Binder in Härter verringert die Viskosität des Härters, was auf die bekannte Scherüberhöhung eines Fluids in der Umgebung von dispergierten Partikeln zurückgeführt wird. Entweder hat der Binder, welcher ein Epoxidharz ist, sofort mit dem Härter abreagiert und dadurch inerte Partikel erzeugt oder die Reaktion ist wegen der wenigen funktionalen Gruppen im Binder so langsam, dass sie in der Messung nicht sichtbar wird. In jedem Fall ist das Verhältnis der beiden Viskositäten relativ konstant, was darauf hindeutet, dass auch die Partikelgeometrie konstant ist. Der Binder scheint sich nicht oder nur kaum im Härter zu lösen. Ein Viskositätsanstieg aufgrund einer Vernetzungsreaktion ist nicht sichtbar.

Interessanterweise kann dergleichen nicht für die mit Binder versehenen Harz/Härtergemische festgestellt werden. Zwar sind auch hier die Viskositätsverhältnisse konstant, aber die Viskosität steigt durch die Zugabe von Binder. Eine Scherverdünnung ist nicht sichtbar. Darüber hinaus führt die vierfache Bindermenge lediglich zu einer 1,5 fachen Viskositätserhöhung.

Für diese Messungen ist der Binder über lange Zeit bei erhöhter Temperatur in der Harzkomponente gelöst worden. Die Ursache für das abweichende Verhalten könnte daher in den jeweiligen Lösungs- und Reaktionsmechanismen liegen, die hier aber nicht untersucht werden.

Mit Hilfe von isothermen Viskositätsmessungen (Abbildung 4.55) lassen sich Aussagen zum Reaktionsverlauf treffen. Die Viskositätskurven der Messungen unter erhöhter Temperatur verlaufen steiler als die bei Raumtemperatur ermittelten Kurven. Bei ansonsten gleichen Randbedingungen ist der Viskositätsanstieg ein Maß für die Vernetzungsreaktion. Da die Reaktion bei höherer Temperatur schneller abläuft, wird die gleiche Viskosität nach kürzerer Zeit erreicht. Außerdem ist die Anfangsviskosität geringer. Diese Ergebnisse sind trivial und entsprechen den gängigen Modellen zur Reaktionskinetik von Epoxidharzen.

Die Zumischung von Binder verändert sowohl die physikalischen als auch die chemischen Eigenschaften des Systems. Die Anfangsviskosität bei 25 °C erhöht sich von 0,41 auf 1,04 bei 0,5 % Bindergehalt bzw. auf 0,98 Pa·s bei 2 % Bindergehalt. Für 40 °C Testtemperatur ergibt sich ein ähnliches Bild mit einem Anstieg der Anfangsviskosität von 0,12 über 0,44 auf 0,58 Pa·s für 0, 0,5 respektive 2 % Bindergehalt. Der Viskositätsanstieg von 0 auf 0,5 % Bindergehalt ist groß verglichen mit dem Viskositätsanstieg bzw. -abfall bei einer Erhöhung des Bindergehaltes von 0,5 auf 2 %. Wie schon bei den vorangegangenen Messungen mit Temperaturrampe bleibt die Ursache hierfür ungeklärt.

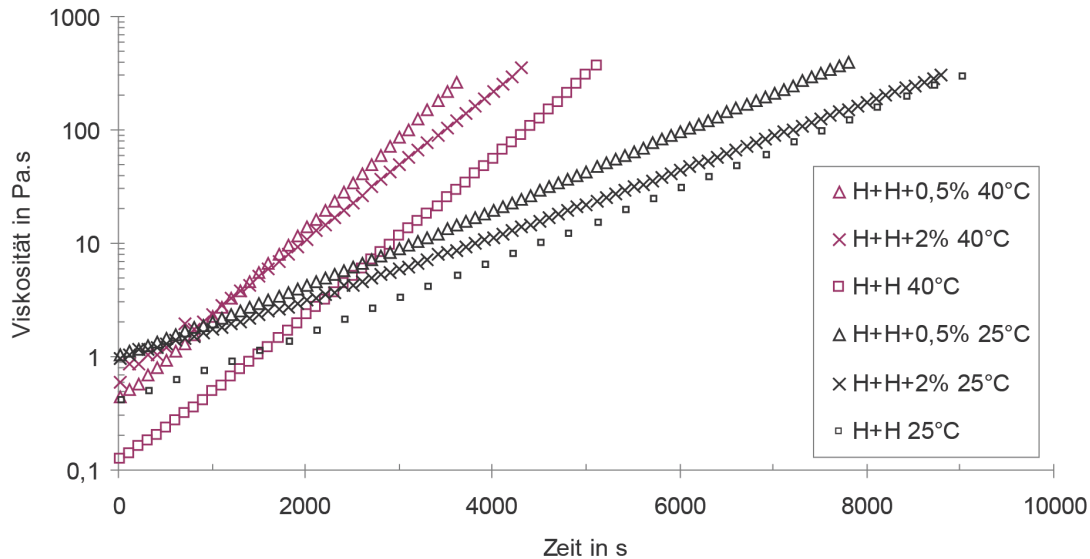


Abbildung 4.55: Ergebnisse der isothermen Viskositätsmessungen an Harz und Härtergemischen (H+H) für verschiedene Testtemperaturen und Bindergehalte von EPR 5390

Neben der Veränderung der Viskosität wird auch der Reaktionsverlauf deutlich beeinflusst. Während die Viskositätskurven der Versuche ohne Binder bzw. mit einem Bindergehalt von 0,5 % ähnliche Steigungen aufweisen, ist die Steigung der Viskositätskurve für einen Bindergehalt von 2 % sowohl bei erhöhter als auch bei niedriger Temperatur geringer als die der Vergleichskurven.

Mögliche Erklärung hierfür sind zum einen die Diffusionsbehinderung der Edukte durch die höhere Viskosität der Mischung und zum anderen der durch den Binder hervorgerufene Konzentrationsunterschied von reaktiven Gruppen zwischen dem Harz/Bindergemisch und dem Härter. Die Vernetzungsreaktion wird dadurch behindert. Die theoretische Endviskosität dürfte für die Proben mit höheren Bindergehalten niedriger liegen als die des reinen Harz/Härtergemisches. Ein entsprechender Zusammenhang sollte auch in den DMA-Messungen (Abschnitt 4.3.1) beobachtet werden können. Dort müsste der Speichermodul für bebinderte Proben ebenfalls geringer ausfallen als für unbebinderte Proben.

4.2.3 Computersimulation

In den vorangegangenen Abschnitten ist deutlich geworden, dass die Permeabilität hauptsächlich durch geometrische Faktoren bestimmt ist. Abgesehen von der Viskosität, die jedoch vollkommen getrennt ermittelt werden kann, ist für die Ausprägung der Permeabilität die Anzahl, Größe, Orientierung und Verteilung der Fließkanäle verantwortlich. Bisherige Ansätze der FEM ignorieren aus Gründen einer einfachen Modellerstellung die tatsächliche Faseranordnung im Bauteil durch die Annahme einer idealen Sollgeometrie [196], [194]. Tatsächlich können sowohl die Form als auch die Lage der Verstärkungsstrukturen im Prozess aber deutlich verändert werden, was aus jeder Untersuchung zum Kompaktierungsverhalten oder aus Schliffbildern hervorgeht. Also muss entweder diese Verformung auf mikroskopischer Ebene vorhergesagt oder die Geometrie im Anschluss an die Verformung bestimmt werden.

In diesem Abschnitt wird die zweite Option untersucht. Sie ermöglicht die nachträgliche Simulation des Fließverhaltens in einem vorhandenen Bauteil. Zu diesem Zweck werden Schliffbilder von Coupon-Proben, welche ohnehin für mechanische Tests angefertigt werden, erstellt. Die Schliffbilder werden entsprechend der in Abschnitt 3.2.2 vorgestellten Arbeitsschritte in die Simulationssoftware überführt. Ein ähnliches Verfahren ist z.B. aus der Metallographie bekannt: Die Schliffbildanalyse soll einen repräsentativen Bauteilausschnitt erfassen und daran global gültige Aussagen hinsichtlich der Korngrößen oder Mengenverhältnisse einzelner Phasen erlauben. In dieser Arbeit wird zum Zwecke der Strömungssimulation stattdessen die Rovingverteilung bestimmt. Der generelle Unterschied zum metallographischen Verfahren liegt darin, dass zusätzlich zu der rein quantitativen Analyse der Flächenverhältnisse nun auch die Position einzelner Flächen berücksichtigt wird. Der in [55] vorgestellte Ansatz ist ähnlich, beruht aber immer noch auf einer Übertragung der Daten in eine Einheitszellegeometrie, was eine erhebliche Einschränkung der Methodik darstellt.

Üblicherweise müssen mechanische Nachweise geführt werden, weswegen die für die vorgestellte Fließsimulation benötigten Proben ohne Mehraufwand zur Verfügung stehen. Die Untersuchung von Schliffbildern erfolgt ebenfalls standardmäßig, so dass allein die bildanalytische Auswertung im Sinne der hier vorgestellten Methodik hinzukommt. Obwohl die Simulation im Anschluss an die Probenherstellung erfolgt, ist dennoch eine Vorhersage des Fließverhaltens im Bauteil ohne eigene Permeabilitätsmessung denkbar. Dafür könnte folgender Workflow genutzt werden:

- Drapiersimulation und Auswertung der Faservolumengehalte
- Herstellung von verschiedenen Coupon-Proben entsprechend der ermittelten Faservolumengehalte

- Schliffbildanalyse und Fließsimulation zur Ermittlung der Permeabilität abhängig vom Faservolumengehalt / Verformungszustand der Preform
- Mapping der Bauteilgeometrie mit den ermittelten Permeabilitäten
- Fließsimulation für die Bauteilgeometrie auf Basis der lokalen Permeabilitäten

Im Gegensatz dazu steht die experimentelle Permeabilitätsbestimmung. Die Messung selbst ist (bei vorhandener Anlage) nicht sehr aufwändig, die vielfache Probenvorbereitung allerdings schon. Die Proben können wegen der Verunreinigung mit dem Messfluid nicht mehr weitergenutzt werden, so dass der Materialaufwand ebenfalls sehr hoch ist. Eine Ausnahme stellen Gase als Messfluid dar. Permeabilitätsmessungen sind bislang kommerziell nicht etabliert und werden nahezu ausschließlich an Forschungseinrichtungen durchgeführt.

Der besondere Vorteil der hier vorgestellten Vorgehensweise für die Simulation gegenüber der Messung liegt also in dem geringeren Aufwand und der Möglichkeit unabhängig von Dienstleistern zu arbeiten. Zu berücksichtigen ist, dass die Aufbereitung der Schliffbilder und die Simulation selbst ebenfalls einen Aufwand darstellen. Die Wirtschaftlichkeit muss daher im Einzelfall geprüft werden.

Untersuchung der unbehinderten Probe

Für die Ermittlung der Permeabilität von behinderten Verstärkungshalbzeugen mit Hilfe der Simulation ist die Ermittlung der Permeabilität an unbehinderten Strukturen eine Grundvoraussetzung. Da die Schliffbilder von den Proben für mechanische Tests abgeleitet werden, unterscheidet sich der Lagenaufbau von dem bisherigen Standard mit sechs gleichorientierten Einzellagen. Der Lagenaufbau muss zur Reduzierung von Eigenspannungen und Bauteilverformungen symmetrisch sein, so dass die Lagenfolge $((0/90)_3)_s$ anstelle von $(0/90)_6$ beträgt. Durch den geänderten Lagenaufbau ergibt sich auch eine geänderte Permeabilität (Abbildung 4.56).

Das im Vergleich zum unsymmetrischen Standardaufbau stärkere Nesting in der Symmetrieebene führt dort zu kleineren Fließkanälen, was die Permeabilität in dieser Richtung reduziert. Daher ist die Hauptfließrichtung (K_1) entlang der von außen sichtbaren Filamente und die Nebenfließrichtung (K_2) entlang der Fasern in der Symmetrieebene orientiert. Die Permeabilitätsunterschiede sind allerdings gering, so dass das Verhältnis K_1/K_2 nahezu ausgeglichen ist und die Fließellipsen nahezu kreisförmig sind. Das Nesting in der Symmetrieebene reduziert außerdem die Kompaktierung der restlichen Lagen, was zu einer höheren Permeabilität des symmetrischen im Vergleich mit dem unsymmetri-

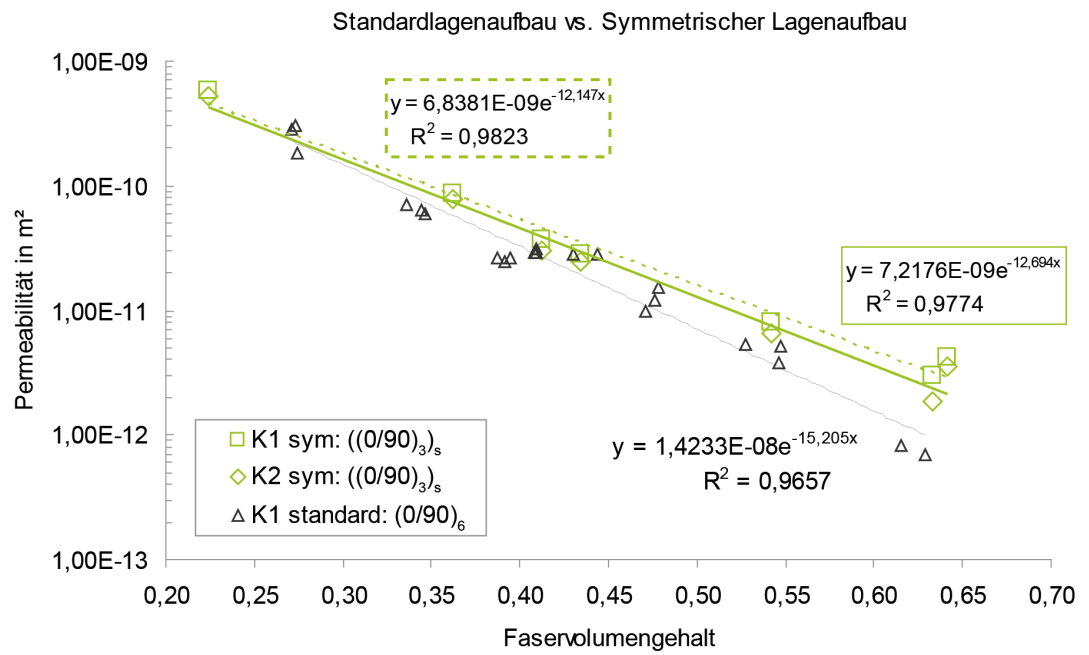


Abbildung 4.56: Vergleich der experimentell ermittelten Permeabilitäten für einen symmetrischen Lagenaufbau und den Standardlagenaufbau (vgl. Abbildungen 4.41 und 4.57)

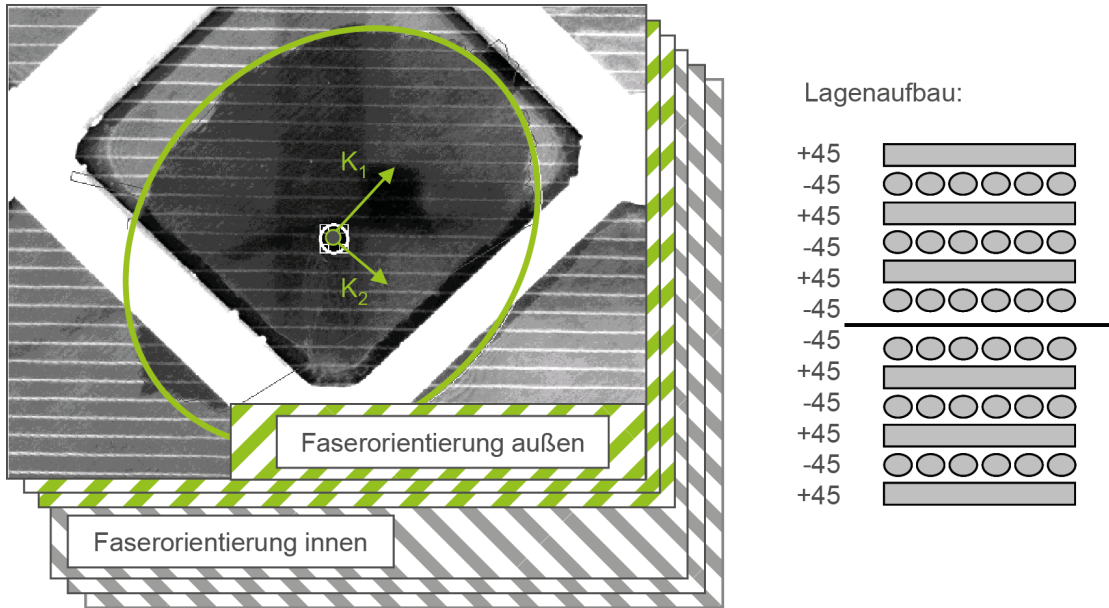


Abbildung 4.57: Ergebnis einer Permeabilitätsmessung in 2D an einem 6-lagigen, symmetrischen Lagenaufbau, dessen Halbzeuganordnung zusätzlich schematisch dargestellt ist ebenso wie die Orientierung der an die gefundene Fließfront gefitteten Fließellipse

schen Lagenaufbau führt. Dieser Einfluss ist bei hohen Faservolumengehalten besonders ausgeprägt.

Ein weiterer Unterschied im Vergleich zur unsymmetrischen Standardlagenorientierung ist, dass die Hauptrichtungen der Fließellipse exakt entlang der Verstärkungsfadenorientierungen ausgerichtet sind. Die im unsymmetrischen Lagenaufbau (vgl. Abbildung 4.41) vorhandene Drehung der Hauptrichtungen um ca. 17° ist nicht vorhanden. Der Grund hierfür ist die ebenfalls symmetrische Anordnung der Nähfäden, so dass sich deren Einfluss auf die Orientierung des Permeabilitätstensors aufhebt (Abbildung 4.57).

Der Vergleich der experimentell ermittelten Permeabilitäten mit den Simulationsergebnissen zeigt, dass die neue Methode gute Resultate erzielt, sofern einige wichtige Aspekte berücksichtigt werden. Dazu gehören wesentlich die Korrektur der gemessenen Faservolumengehalte hinsichtlich der tatsächlichen Höhe sowie des tatsächlichen Flächengewichts sowie die Berücksichtigung der Anisotropie der Rovingeigenschaften. Die Analyse wird in einem Ausschnitt des experimentell überprüften Faservolumenbereiches durchgeführt,

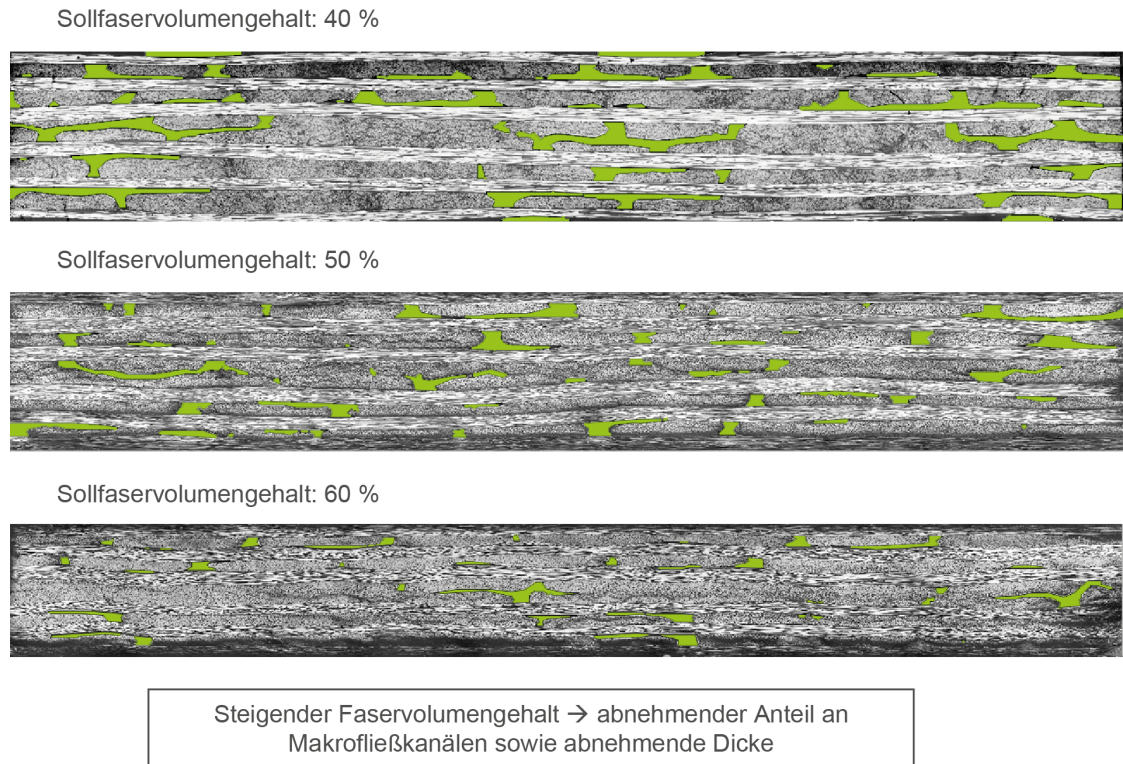


Abbildung 4.58: Auswirkung des steigenden Faservolumengehaltes auf die Anzahl und Verteilung der Makrofließkanäle

der für die Bauteilfertigung relevant ist.

Drei Ansätze für die Beschreibung der Domänen sind denkbar. Im einfachsten Fall findet das Fließen lediglich in den Makrokanälen statt. Die Modellerstellung wäre vergleichsweise einfach. Ein Gedankenexperiment erklärt, warum diese Variante nicht zum Erfolg führen kann.

Mit steigendem Faservolumengehalt verringert sich als Kehrwert davon die Porosität. Die Porosität setzt sich zusammen aus den Makro- und den Mikrofließkanälen. Für hohe Faservolumengehalte sind nahezu alle Makrokanäle kompaktiert und es existieren fast nur noch Mikrokanäle (Abbildung 4.58). Erfolgte die Tränkung einer solchen Preform ausschließlich über die kaum noch vorhandenen Makrokanäle, wäre eine vollständige Bauteilfüllung unmöglich. Dennoch sind die Fließversuche auch bei 60 Prozent Faservolumengehalt problemlos durchführbar, da die Permeabilität nun hauptsächlich über die

Mikrofließkanäle bestimmt wird. Eine Vernachlässigung des Mikroflusses stellt eine zu starke Vereinfachung dar und ist also unzulässig.

Ein weiterer Ansatz ist, das nicht von Makrofließkanälen eingenommene Volumen als isotropes poröses Medium zu beschreiben. Die Permeabilität wird entsprechend des Gebart-Modells in faserparalleler Richtung errechnet. Die Erzeugung des Geometriemodells ist ebenfalls sehr einfach, da lediglich eine umschließende Box zusätzlich erstellt und eine boolesche Operation darauf angewendet werden muss. Die Makrofließkanäle sind leicht von den mit Verstärkungsfäden gefüllten Bereichen unterscheidbar, so dass in Zukunft automatische Bildauswerteroutinen ohne großen Aufwand zum Einsatz kommen könnten.

Das Simulationsergebnis liefert bereits eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentell bestimmten Werten (Abbildung 4.59). Die Steigung der Ausgleichsgeraden unterscheidet sich zwar geringfügig von der Ausgleichsgeraden für die Messwerte. In dem betrachteten Faservolumengehaltsintervall sind die Abweichungen jedoch gering. Das Bestimmtheitsmaß ist sehr niedrig, was die großen Schwankungen der jeweiligen Einzeluntersuchungen untereinander verdeutlicht. Die Analyse nur eines kleinen Bildausschnittes kann zu großen Abweichungen vom tatsächlichen Ergebnis führen. Erst die Betrachtung der Ausgleichsgerade verschiedener Untersuchungen bei verschiedenen Faservolumengehalten liefert das hier gezeigte, gute Ergebnis.

Daraus lässt sich ableiten, dass die nachgezeichneten Einzelquerschnittsflächen noch zu klein und nicht repräsentativ für das Gesamtvolumen sind. Eine Vergrößerung sollte jedoch mit Bedacht erfolgen, da der Hardwareaufwand für die Simulation beträchtlich anwächst. Eine typische Geometrie aus den hier vorgestellten Versuchsreihen besitzt etwa 1,5 Mio Freiheitsgrade. Die Rechenzeit auf einem 16-Kern-Prozessor beträgt ca. 30 Minuten, bei bis zu 15 GB belegtem RAM. Wird die Elementanzahl vergrößert, erhöhen sich die Freiheitsgrade über einen Faktor linear. Der benötigte Arbeitsspeicher wächst allerdings aufgrund der Matrixfaktorisierung mehr als quadratisch, so dass praktische Grenzen, die Hardwareanforderung betreffend, sehr schnell überschritten werden.

Die dritte Methode schließlich betrachtet die Rovings als anisotropes, poröses Medium. Die bereits guten Ergebnisse aus der vorangegangenen Analyse sollen noch weiter verbessert werden, indem die in 0 und 90 Grad orientierten Rovings mit entsprechend orientierten, anisotropen Permeabilitäten beschrieben werden. Dies entspricht der realen Eigenschaftsverteilung und sollte daher in der Simulation berücksichtigt werden. Im Vergleich zur isotropen Beschreibung der Rovings wird eine geringere Gesamtpermeabilität erwartet, da in etwa die Hälfte des Rovingvolumens nun eine Permeabilität erhält, die in der betrachteten Fließrichtung ca. eine Größenordnung niedriger liegt.

Die Ausgleichsgerade für die so ermittelten Permeabilitäten (Abbildung 4.59) deckt sich nahezu mit der der Messungen. Die Ergebnisse sind sehr gut. Die Absolutwerte liegen erwartungsgemäß etwas niedriger als in der isotropen Betrachtung. Nach wie vor ist die

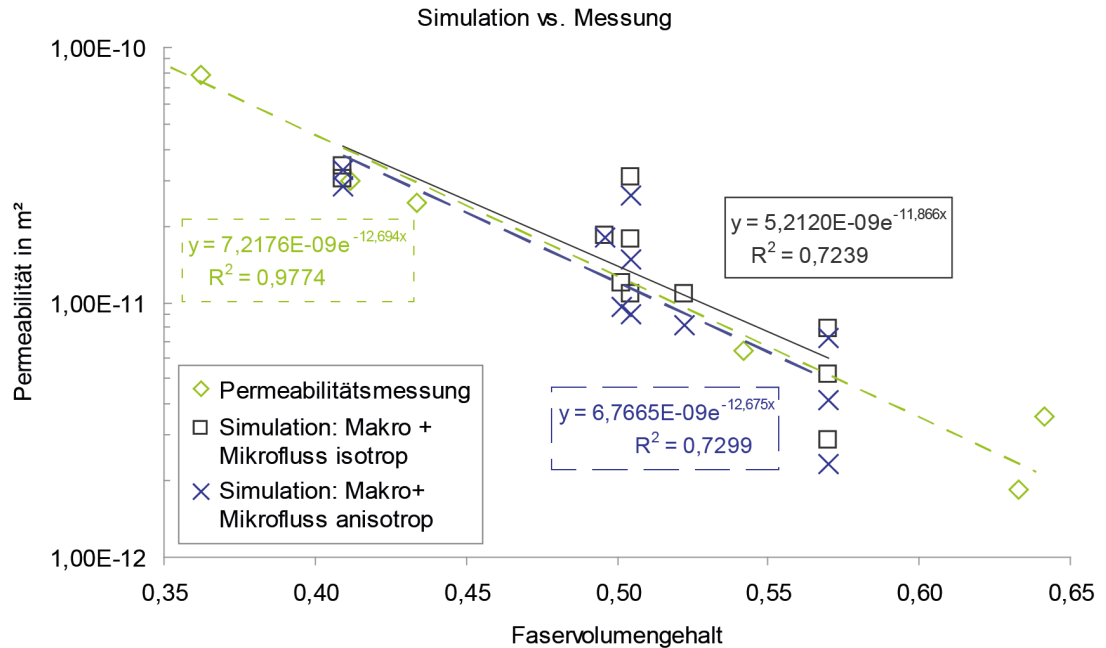


Abbildung 4.59: Vergleich der experimentell ermittelten Permeabilitäten mit den Simulationsergebnissen

Untersuchung eines einzelnen, kleinen Bildausschnittes nicht aussagekräftig genug, was sich in einem niedrigen Bestimmtheitsmaß niederschlägt. Die Betrachtung jeweils mehrerer Schliffbilder von verschiedenen Faservolumengehalten vermittelt aber ein sehr genaues Bild vom tatsächlichen Fließgeschehen.

Interessant in diesem Zusammenhang ist außerdem der Vergleich der Ergebnisse in Bezug auf den Probenursprung. Einerseits werden die Simulationen für Proben durchgeführt, die aus der gleichen Platte entnommen wurden (identischer Ist-FVG). Andererseits werden auch Proben betrachtet, die jeweils aus einer individuell angefertigten Platte entnommen wurden (variierender Ist-FVG).

In zwei Fällen (50 und 60 % Soll-FVG) sind die Schwankungen zwischen den Proben aus der gleichen Platte größer als die Schwankungen, die von Platte zu Platte (50 % Soll-FVG) auftreten. Da die Faservolumenhaltsberechnung für die aus der gleichen Platte stammenden Proben für jeden Soll-FVG nur einmal durchgeführt worden ist, kann dies eine mögliche Ursache für die ermittelten Schwankungen sein. Eine andere Interpretati-

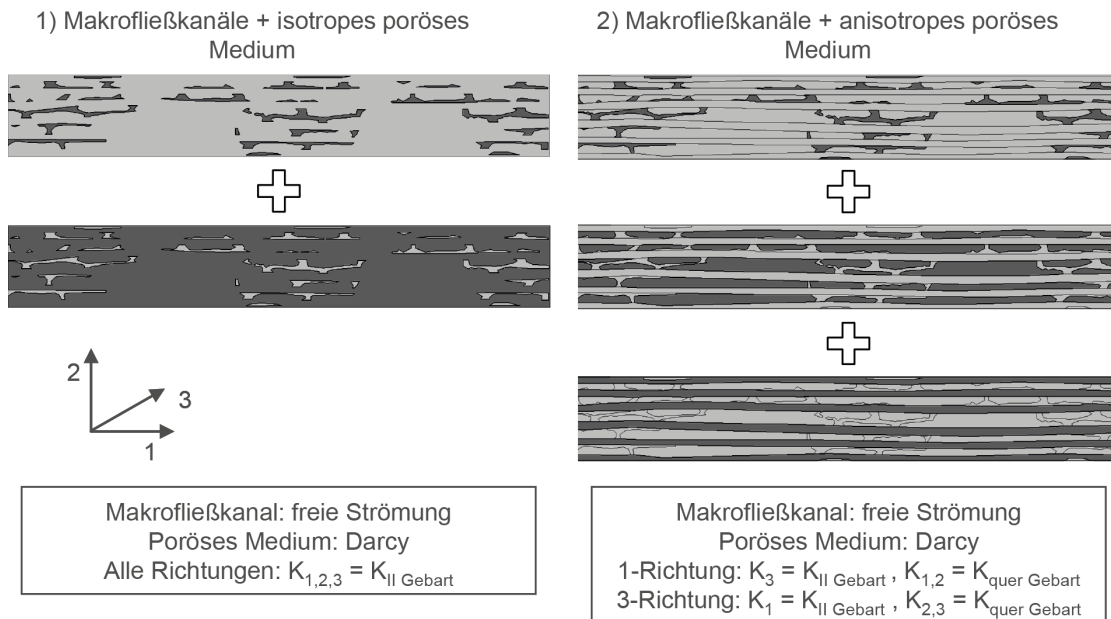


Abbildung 4.60: Erläuterung zu den Materialeigenschaften in den verschiedenen Simulationsmodellen

on ist, dass die lokalen Schwankungen größer sind als die zwischen zwei Platten. Diese These wird von den später beschriebenen Erkenntnissen zu angeschnittenen Fließkanälen gestützt.

Das angewendete Gebart-Modell erlaubt die Berechnung einer faserparallelen Permeabilität sowie einer Permeabilität quer zur Faser. In Faserlängsrichtung ist sie höher als quer zur Faser. Für die beiden Modellierungsansätze müssen also bis zu drei verschiedene Domänen in der Simulation dargestellt werden: erstens, die Makrokanäle; zweitens, die Rovings in 0°-Richtung; drittens, die Rovings in 90°-Richtung. Abbildung 4.60 fasst die beiden Modelle zur Beschreibung des Porenraums zusammen. Die Details zur Ermittlung der Permeabilität nach dem Gebart-Modell werden später in diesem Abschnitt erläutert.

Untersuchung der bebinderten Probe

Das Vorgehen bei der Fließsimulation zur Ermittlung der Permeabilität an bebinderten Proben entspricht weitestgehend dem der unbebinderten Proben. Die Binderphase wird hierbei als zusätzliches nicht poröses Medium berücksichtigt. Mehrere Schiffe von mit 2

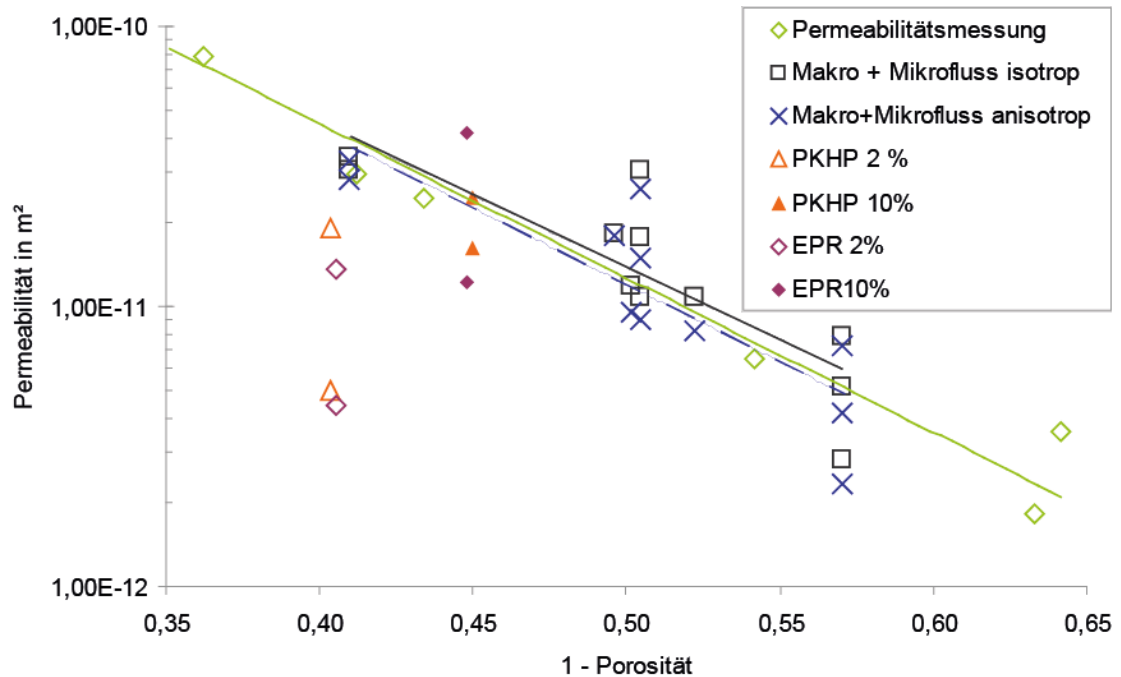


Abbildung 4.61: Vergleich der Simulationsergebnisse von bebinderten mit unbebinderten Proben

und 10 Gew.-% EPR 5390 und PKHP bebinderten Proben werden untersucht. Die Simulationsergebnisse (Abbildung 4.61) entsprechen nicht der gemessenen Permeabilitätsverteilung. So liegt die simulierte Permeabilität für 2 Gew.-% Bindergehalt unterhalb der gemessenen Werte für unbebinderte Proben bei gleicher Porosität, obwohl die Permeabilitätsmessungen der bebinderten Proben für EPR 5390 eine Erhöhung und für PKHP gleichbleibende Werte gezeigt haben. Bei 10 Gew.-% Bindergehalt sind die gemittelten simulierten Permeabilitäten für beide Binder und die gemessenen Permeabilitäten der unbebinderten Proben in etwa gleich. Dieses Ergebnis ist zumindest für PKHP zutreffend. Für EPR 5390 sind lediglich Vergleichsmessungen bei 6 Gew.-% Bindergehalt vorhanden. Allerdings lassen diese die Vermutung zu, dass die Permeabilität auch im Falle von 10 Gew.-% Bindergehalt oberhalb der unbebinderten Werte bei gleicher Porosität liegen sollte. Insofern sind die simulierten Werte von EPR 5390 vermutlich zu niedrig.

Um die Ursachen für diese Abweichungen zu finden, werden die Mikroschliffe untersucht. In den später gezeigten Schliffbildern (Abbildung 4.77–4.82) wird deutlich, dass

sich lediglich im Fall von 10 Gew.-% EPR 5390 ein guter Kontrast zwischen Binder und Matrix ergibt. In den anderen Fällen ist der Binder zwar auch noch erkennbar, lässt sich aber nicht mehr eindeutig abgrenzen. Das Nachzeichnen der Umrisse der Binderpartikel könnte demnach ungenau gewesen sein, wodurch sich eine fehlerhafte Geometrie in der Simulation ergeben haben könnte, was letztlich die Ergebnisse hat abweichen lassen.

Allerdings haben Überprüfungen des Einflusses der Bindergeometrie auf das Simulationsergebnis ergeben, dass die Binderdomäne zu klein ist, um einen signifikanten direkten Einfluss auf die Simulationsergebnisse zu haben. Dies deckt sich insoweit mit den bisherigen Erkenntnissen, als dass, speziell bei niedrigen Bindergehalten, nicht der Binder selbst, sondern die durch ihn hervorgerufene Abstandswirkung die Permeabilitätsveränderung hervorruft. Offenbar liegt eine solche aber in den untersuchten Proben nicht vor. Es ist davon auszugehen, dass der Binder während des Aushärtvorgangs im Matrixharz gelöst worden ist. Durch die Relaxation der Rovings wird das entstandene freie Volumen aufgefüllt und der Abstand der Lagen zueinander wird verringert. Dies geschieht nach der eigentlichen Injektion. Daher liefert die Permeabilitätsmessung zwar eine Erhöhung der Permeabilität, mit der Simulation jedoch, welche auf den ausgehärteten Proben basiert, kann diese Erhöhung nicht nachvollzogen werden, da das entsprechende Merkmal nicht mehr in den Proben vorhanden ist. Dass die Schliffbilder der geringen Bindergehalte keine scharfen Binderkonturen liefern, sondern dies lediglich bei 10 Gew.-% EPR 5390 der Fall ist, untermauert diese These.

Die für die Simulation der unbebinderten Proben angewendete Vorgehensweise lässt sich prinzipiell auch auf bebinderte Proben übertragen. Die Vorgehensweise muss jedoch weiter untersucht und verbessert werden, da die bisherigen Ergebnisse nicht zufriedenstellend sind. Insbesondere die optische Erfassung des Binders bereitet Probleme. Unter Umständen muss das Verfahren auf bestimmte Binder-Matrix-Kombinationen beschränkt werden, um den Lösungsvorgängen Rechnung zu tragen.

Erfahrungen aus dem Einsatz der vorgestellten Simulationsmethodik

Abschließend sollen die Schwierigkeiten, die bei der Arbeit mit dieser Methode auftreten können, beleuchtet werden. Jedes Schliffbild stellt lediglich einen Ausschnitt der Gesamtsituation dar. Experimentell wird die Permeabilität an einem großen Ausschnitt bestimmt. Die lokale Individualität der Geometrie wird in der Messung durch die Vielzahl der erfassten Merkmale zu einem Durchschnittswert verrechnet. Die Schliffbildanalyse muss ebenfalls ausreichend viele Gestaltsmerkmale erfassen, um durchschnittlich richtig zu sein. Wegen des deutlich kleineren untersuchten Volumens ist dies jedoch nicht immer gegeben. Entweder müssen mehr Schliffbilder gleicher Größe untersucht oder die betrachtete Fläche pro Schliffbild erhöht werden.

Je größer die Schliffbildfläche wird, umso mehr Elemente werden in der Simulation benötigt, um sie ausreichend detailliert abbilden zu können. Die Speicheranforderungen wachsen mehr als quadratisch mit der Elementanzahl, so dass eine Skalierung der Hardware schnell an ihre Grenzen stößt. Da es sich um ein 3D-Modell handelt, dessen Geometrie extrudiert ist (in manchen Fällen auch als 2,5 D bezeichnet), kann die Extrusionslänge herabgesetzt werden, ohne die Auflösung der Querschnittsdetails zu reduzieren. Die untere Grenze wird allerdings durch numerische Instabilitäten festgelegt. Ist die simulierte Länge zu kurz bzw. der Druckgradient im Modell zu hoch, konvergiert die Lösung nicht. Die Schliffbilder können geteilt und die Einzelteile nacheinander simuliert werden. Die Ergebnisse können unter der Bedingung zusammengesetzt werden, dass an den Schnittgrenzen in der Simulation die entsprechenden Übergangsbedingungen definiert werden. Das Nachzeichnen der Rovings in der CAD-Software geschieht mit einem Linien-Werkzeug. Hierdurch reduziert sich der Vernetzungsaufwand deutlich gegenüber exakt nachgebildeten Rundungen. Andererseits entstehen häufig spitze Winkel in der so erzeugten Geometrie. Beim Vernetzen führt dies zu Elementen mit nur geringer Qualität bzw. erhöht die Elementanzahl beträchtlich. Demgegenüber liefern kleine Geometriedetails oft einen vernachlässigbaren Beitrag zum Gesamtvolumenstrom. Es ist daher ratsam, spitz auslaufende Merkmale zu kappen und gegebenenfalls Genauigkeit für Stabilität zu opfern.

Das gleiche gilt für die Nachbildung der einzelnen Preformbereiche. Das Modell unterteilt sich in drei Domänen: Makrokanäle, Rovings quer zur Fließrichtung und Rovings längs zur Fließrichtung. Die jeweiligen Domänen müssen an ihrem Übergang ein kohärentes Netz aufweisen. Ein leicht zu vernetzender Übergang wird dann erzielt, wenn in der CAD-Zeichnung die Grenzen der jeweiligen Domänen durch Zwangsbedingungen exakt aufeinander abgestimmt werden. Das bedeutet, dort wo Domänen aneinander stoßen, sollten die Liniensegmente der betreffenden Domänengeometrie deckungsgleich sein. Andernfalls entstehen Überlappungen mit sehr geringen Abmaßen. Diese Schnittmengen können im anschließenden Vernetzungsprozess nicht mehr aufgelöst werden und führen zum Abbruch des Vernetzungsvorgangs.

Beim Erstellen des Mikroschliffs können einzelne parallel zur Bildebene liegende Rovingzwischenräume angeschnitten werden (Abbildung 4.62). Gleichwohl kann dieser Reinharzbereich nicht als Makrokanal gewertet werden. Der Methode liegt die Annahme zugrunde, dass sich die nachgezeichneten Geometriemerkmale in der Tiefe fortsetzen.¹³ Ein solcher Rovingzwischenraum ist jedoch lokal sehr begrenzt und setzt sich in der Tiefe nicht fort.

¹³In dieser Arbeit werden Biaxialgelege als Verstärkungsmaterial eingesetzt, für die die Annahme gut gilt. Die Übertragbarkeit auf Gewebe muss noch nachgewiesen werden. Unter Umständen müssen dafür größere Bildausschnitte untersucht werden.

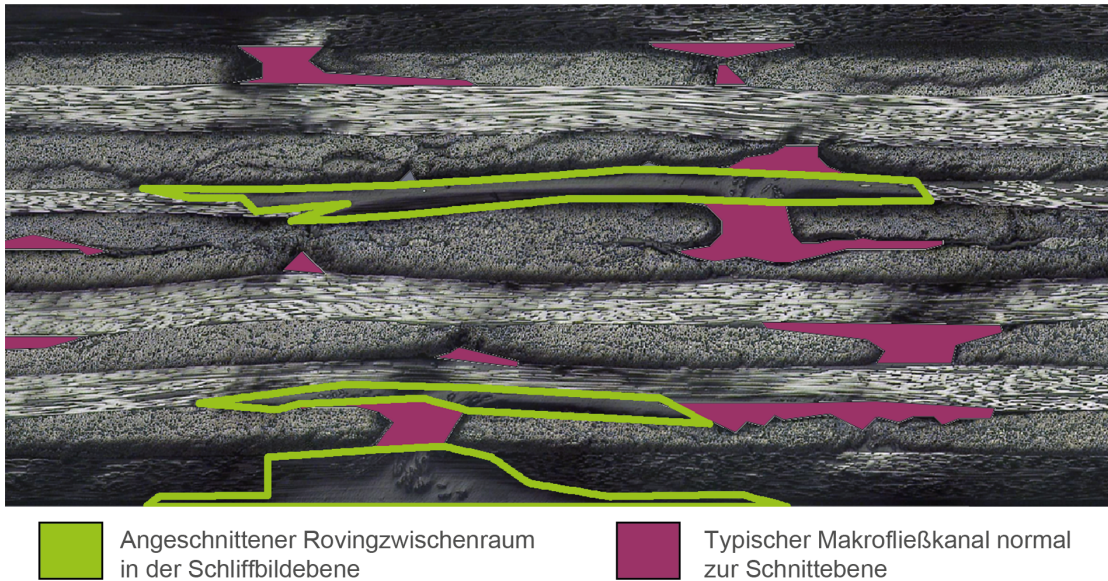


Abbildung 4.62: Lichtmikroskopische Auflichtdarstellung von Makrofließkanälen sowie angeschnittenen Rovingzwischenräumen in einem Schliff

Eine geringfügig höher oder niedriger gelegene Schliffbildebene würde diesen Reinharzbereich nicht erfassen, da sie stattdessen den darüber oder darunterliegenden Roving schneiden würde.

Die Nähfäden bleiben in diesem Modell teilweise unberücksichtigt. In [127] wird gezeigt, dass Nähfäden neben anderen Preform- und Bauteileigenschaften auch die Permeabilität beeinflussen. Dies geschieht hauptsächlich durch die Kanäle, die im Flächengebilde aufgrund der nähfadeninduzierten Deformationen entstehen. Ist die Größe des untersuchten Bildausschnittes groß genug, so werden auch diese Lücken in ausreichender Zahl und Varianz erfasst.

Allerdings besitzen die Nähfäden selbst eine gewisse Permeabilität, die hier vernachlässigt wird. Wegen der vergleichsweise großen Filamentdurchmesser sowie wegen der losen Bindung der Filamente in den Nähfäden ist ihre Permeabilität relativ hoch. Eine vergleichende Untersuchung, die die Nähfäden einmal als permeabel im Sinne eines Makrokanals sowie einmal als impermeabel betrachtet hat, zeigt darüber hinaus einen nur sehr geringen Einfluss auf die Gesamtpermeabilität. Die Änderung der Fließellipsenorientierung wurde dabei nicht untersucht. Abgesehen davon verlaufen die Nähfäden im 45° Winkel zur Schnittebene. Die Nachbildung ihres Querschnittes als zusätzliche Domäne wäre we-

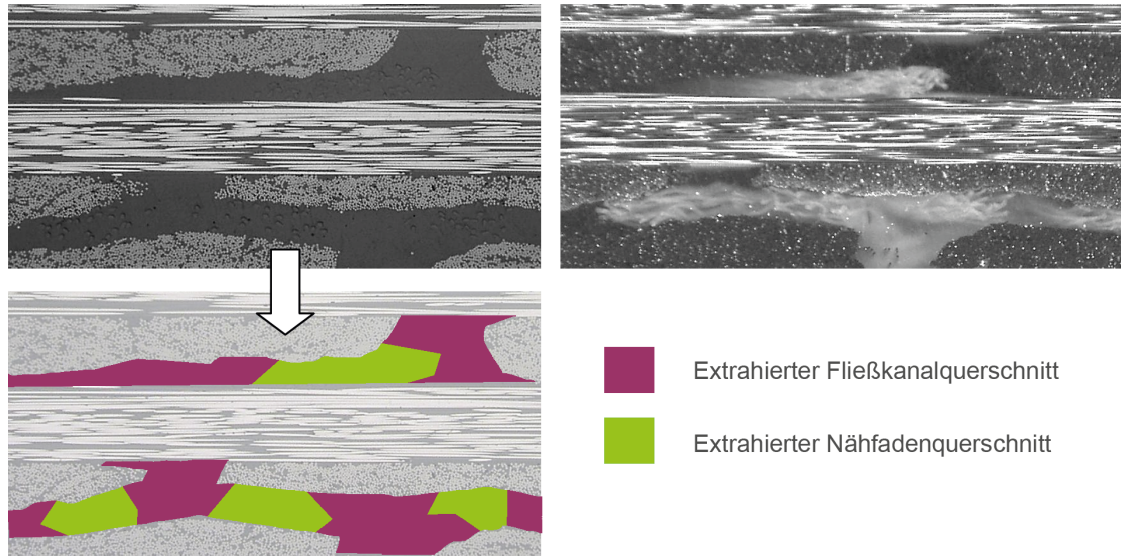


Abbildung 4.63: Lichtmikroskopische Darstellung der Nähfäden im Schlibbild im Auflicht (links oben) und im Seitenlicht (rechts oben); die im Auflichtbild erkannten Nähfäden sind markiert (links unten)

gen der Nichtfortsetzbarkeit in die Tiefe ohnehin unzulässig. Aus diesen Gründen werden die Nähfäden als Makrokanäle betrachtet, was die Modellerstellung zusätzlich vereinfacht (Abbildung 4.63).

Während die simulierten Lagenaufbauten symmetrisch sind und die Fließellipse damit entlang der Faserorientierung verläuft, trifft dies auf die unsymmetrischen Standardaufbauten nicht zu. Hier ist die Fließellipse um ca. 17 Grad zur Faserrichtung gedreht (vgl. Abbildungen 4.41 und 4.57). Diese Besonderheit kann in der Simulation wegen der Vernachlässigung der Nähfadengeometrie nicht nachgebildet werden.

Wird dieser Gedanke auf Multiaxialgelege erweitert, so ist auch die Simulation von Lagenaufbauten mit nicht in 0 bzw. 90 Grad ausgerichteten Verstärkungsfäden problematisch. Der Permeabilitätstensor der entsprechenden Verstärkungslagen könnte zwar um den jeweiligen Winkel gedreht werden, wodurch zumindest das Fließverhalten in den Mikrokanälen korrekt nachgebildet werden würde. Allerdings ist die Ausrichtung der Makrofließkanäle in den jeweiligen Schichten auf diese Art nicht kompensierbar. Hierfür ist ein vollständiges 3 D-Modell notwendig, was im Gegensatz zu dem 2,5 D-Modell den Verlauf der Makrokanäle in der richtigen Orientierung berücksichtigt. Ein solches Modell kann aus einem einzelnen Schlibbild nicht abgeleitet werden. Sofern automati-

sierte Methoden zur Schliffbildgenerierung und -analyse zur Verfügung stehen, wäre ein schichtweises Abtragen, ähnlich zu einem computertomographischen Verfahren, durchaus denkbar. Die Einzelschichten könnten im Anschluss zu einem 3D-Modell zusammengesetzt werden. Selbst mit automatisierten Verfahren erscheint der hierfür notwendige Arbeitsaufwand allerdings als sehr hoch.

Der Einsatz von Computertomographen mit 3D-Rekonstruktion ist ebenfalls überprüft worden. Die Analyse der Fließkanalgeometrie bis zur Mikroebene benötigt eine sehr hoch auflösende Technologie. Das eingesetzte μ -CT-Gerät bildet in der entsprechenden Vergrößerung jedoch lediglich ein Volumen von ca. 1 mm^3 ab. Wird die Vergrößerung so gewählt, dass ein repräsentatives Volumen erfasst wird, können die Mikrokanäle nicht mehr dargestellt werden. In diesem Fall könnte noch die grobe Rovinggeometrie auf der Mesoebene untersucht werden, allerdings fällt die Trennung der einzelnen Domänen (Rovings und Makrokanäle) sehr schwer. In dem untersuchten Bauteil sind sowohl die Dichten der Materialien (CF: $1,75\text{ g/cm}^3$; Binder: $1,1\text{ g/cm}^3$; Matrix: $1,1\text{ g/cm}^3$; Nähfäden: $1,35\text{ g/cm}^3$) sehr ähnlich als auch die jeweiligen chemischen Elemente (C, H). Die Dynamik des Sensors und sein Signal zu Rausch Verhältnis ist zu gering, um diese geringen Differenzen fehlerfrei aufzulösen. Die dennoch durchgeführte Untersuchung zeigt eine entsprechend schlechte Übereinstimmung von Simulation und Permeabilitätsmessung, welche ursächlich darauf zurückgeführt wird.

Bestimmung des Faservolumengehaltes im Roving

Für die Beschreibung der Domäneneigenschaften in der Simulation (vgl. Abbildung 4.59) wird die Permeabilität innerhalb der Rovings als Materialparameter benötigt. Diese Permeabilität wird mit Hilfe des Gebart-Modells errechnet. Ihm liegen unter anderem der Faserradius und der Faservolumengehalt des Rovings zu Grunde.

Während der Faserradius relativ einfach bestimmt werden kann, ist die Ermittlung des Faservolumengehaltes im Roving deutlich komplexer. Es werden vier verschiedene Methoden (vgl. Abschnitt 3.2.2 und dort insbesondere 3.12) auf ihre Anwendbarkeit hin evaluiert. Die Simulation wird für drei Sollfaservolumengehalte durchgeführt: 40, 50 und 60 %.

Die Ermittlung des Faservolumengehalts im Roving nach Methode 1 ist fehleranfällig in Hinblick auf die Auswahl des betrachteten Bereiches. Es wird lediglich ein Teilstück in einem Roving untersucht. Aus jeder Verstärkungslage wird ein Roving betrachtet. Die Auswahl ist nach menschlichen Maßstäben zufällig, könnte aber unterbewusst einem Muster folgen. So könnten weniger dichte Rovingbereiche als Begrenzung angesehen und damit von der Untersuchung ausgeklammert werden. Im Vergleich mit den anderen Methoden zeigt diese Methode eine Tendenz zu höheren Faservolumengehalten im

Roving. Der Faservolumengehalt im Bauteil wird im Rahmen der Schwankungen des Flächengewichtes abgebildet. Die durchschnittliche Abweichung vom Sollfaservolumengehalt beträgt 3,25 Prozentpunkte.

Daneben wird der Rovingvolumengehalt ermittelt. Es wird die Summe der Flächen der normal zur Schliffebene stehenden Rovings ins Verhältnis zur Gesamtfläche dieser Verstärkungslage gesetzt. Es wird jeweils ein kompletter Schliff betrachtet, so dass sechs Lagen berücksichtigt werden und der Fehler gering ist.

In Methode 2 wird der Versuch unternommen, das Hauptproblem von Methode 1 zu beheben. Die Auswahl der Rovingfläche zur Ermittlung des Faservolumengehalts im Roving wird nicht mehr von Hand vorgenommen. Stattdessen wird der gesamte Roving betrachtet. Anstelle des Zählens von Filamenten erfolgt die Auswertung automatisch mit einem Matlab-Script. Aufgrund der großen Datenmenge können allerdings nicht alle Rovings auf diese Weise untersucht werden, so dass zwei Rovings ausgewählt werden. Die Anzahl der untersuchten Rovings reduziert sich dadurch von 5 auf 2, die Anzahl der untersuchten Filamente steigt aber von ca. 200 pro Roving auf mehrere tausend Filamente pro Roving.

Der Faservolumengehalt im Roving liegt in dieser Methode sehr niedrig und erreicht das Niveau des Sollfaservolumengehalts im Bauteil. Unter Einbeziehung des Rovingvolumengehaltes ergeben sich Bauteilfaservolumengehalte, die deutlich unterhalb des Sollfaservolumengehalts im Bauteil liegen (durchschnittliche Abweichung vom Sollfaservolumengehalt: 8,41 Prozentpunkte) und unplausibel erscheinen.

Der Schwellwert für die Binarisierung ist vermutlich der Grund für die großen Abweichungen. Ist er falsch festgelegt, werden zu viele oder zu wenige Pixel als dem Filament zugehörig ausgewählt. Er kann jedoch nur bei bekanntem Faservolumengehalt im Roving kalibriert werden, so dass diese Methode für die vorgestellte Aufgabe unbrauchbar ist. Alternativ muss die Auflösung weiter erhöht werden. Mit dem vorhandenen Lichtmikroskop mit einem 2,1 MP Bildsensor ist eine maximale optische Vergrößerung von 1000-fach möglich. Geräte mit anderen Wellenlängenbereichen oder höher auflösenden Sensorchips wären in der Lage noch stärker zu vergrößern, wodurch der Binarisierungsfehler kleiner wird. Allerdings steigen im gleichen Maße die Datenmenge sowie der Bearbeitungsaufwand für die Erstellung der Panoramabilder.

Methode 3 (die nasschemische Bestimmung des Faservolumengehalts) ist eine etablierte Methode, weswegen diesen Ergebnissen eine hohe Aussagekraft beigemessen wird. Allerdings muss berücksichtigt werden, dass die Werte (Durchschnitt aus 3 Wdh.) an relativ kleinen Proben (2 g Probengewicht) ermittelt werden und somit nur ein kleines Probenvolumen tatsächlich abbilden. Die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf das gesamte Bauteil ist begrenzt durch die Schwankungen des Flächengewichtes des Verstärkungshalbzeugs. Die Ergebnisse liegen gut innerhalb des erwarteten Wertebereichs (durchschnittliche Ab-

Tabelle 4.5: Ergebnisse der Faservolumengehaltsbestimmung nach Methode 3 in Prozent

Probe	Soll FVG	Rovingvolumengehalt	FVG im Bauteil	FVG im Roving	Schwankungsbreite aufgrund von Flächengewichtsschwankungen
Sim 1 (2x)	40	71,73	40,95	57,09	38,89-42,13
Sim 2 (3x)	60	86,78	57,02	65,70	55,75-60,39
Sim 3-1	50	81,06	50,17	61,89	47,12-51,05
Sim 3-2	50	78,13	52,22	66,84	46,89-50,80
Sim 3-3	50	66,13	49,61	75,01	47,19-51,12
Sim 4 (3x)	50	78,48	50,43	64,26	47,19-51,12

weichung vom Sollfaservolumengehalt: 1,4 Prozentpunkte)(Tabelle 4.5). In Kombination mit den jeweiligen Rovingvolumengehalten lässt sich der Faservolumengehalt im Roving ermitteln. Für die Berechnung der Permeabilität innerhalb der Rovings nach dem Gebart-Modell wird auf diese Methode in Kombination mit der Bestimmung des Rovingvolumengehaltes aus Methode 1 zurückgegriffen.

Mit Methode 4 können der Faservolumengehalt im Bauteil und der Faservolumengehalt im Roving ebenfalls nur indirekt ermittelt werden. Im Anschluss an die Bauteilaushärtung wird die tatsächliche Dicke gemessen, welche nach Formel 3.1 zum Faservolumengehalt des Bauteils führt (durchschnittliche Abweichung vom Sollfaservolumengehalt: 1,18 Prozentpunkte). Die Dicke der Probe wird aus den Messwerten an verschiedenen Positionen gemittelt, so dass sich ein repräsentativer Wert ergibt. Unter Berücksichtigung der Flächengewichtsschwankungen des Verstärkungshalbzeugs ergibt sich so auch die erwartete Schwankungsbreite der Ergebnisse des Faservolumengehalts im Bauteil. Die Bestimmung des Faservolumengehalts mit dieser Methode ist lediglich indirekt und hängt zusätzlich zum Wäageergebnis stark von der Genauigkeit der Dickenbestimmung ab. Diese Unsicherheit räumt Methode 3 aus, weswegen sie gegenüber Methode 4 bevorzugt wird.

Tabelle 4.6 fasst die Permeabilitäten im Roving zusammen, die auf Basis der nach Methode 3 bestimmten Faservolumengehalte sowie den Formeln 3.2 und 3.3 ermittelt worden sind. Für ihre Verwendung in den Fließsimulationen ist es notwendig, die Werte für tetragonale und hexagonale Packungsarten zu einem Wert zusammenzufassen. Die Schliffbildanalyse belegt das Vorhandensein beider Packungsarten in allen Proben. Trivialerweise wird daher der Durchschnitt aus beiden Werten gebildet.

Tabelle 4.6: Permeabilitäten im Roving nach Gebart

Probe	Soll FVG	K tetra- gonale Packung	K hexa- gonale Packung	Durch- schnitt K	K quer tetra- gonale Packung	K quer hexa- gonale Packung	Durch- schnitt K quer
Sim 1 (2x)	40	4,17E-13	4,48E-13	4,32E-13	6,09E-14	9,79E-14	7,94E-14
Sim 2 (3x)	60	1,61E-13	1,73E-13	1,67E-13	1,30E-14	3,62E-14	2,46E-14
Sim 3-1	50	2,48E-13	2,67E-13	2,58E-13	2,79E-14	5,75E-14	4,27E-14
Sim 3-2	50	1,40E-13	1,51E-13	1,46E-13	1,00E-14	3,12E-14	2,06E-14
Sim 3-3	50	4,77E-14	5,13E-14	4,95E-14	4,03E-16	8,84E-15	4,62E-15
Sim 4 (3x)	50	1,90E-13	2,04E-13	1,97E-13	1,77E-14	4,33E-14	3,05E-14

4.2.4 Konstruktion einer Permeabilitätsmessanlage

Motivation und Ziele

Im Laufe der Nutzung der Permeabilitätsmessanlage hat sich der Charakter der Messungen verändert. Während zu Beginn der Arbeiten die Messung und ihr Ergebnis als solches im Vordergrund standen, gewannen durch die immer umfangreicheren Messprogramme die Handhabung und Anzahl an Messungen pro Tag an Bedeutung. Zunächst wurde das gestiegene Messvolumen durch paralleles Arbeiten an mehreren Messstationen bewältigt. Dennoch waren der hierfür notwendige Personalaufwand sowie das Verfahren auf Dauer nicht tragbar.

Zwei Personen sind für das manuelle Handhaben der ca. 50 kg schweren Versteifungsblöcke notwendig. Das Verspannen der Blöcke gegeneinander erfolgt ebenfalls händisch. Dazu werden vier Bolzen mit einem Drehmomentschlüssel angezogen. Trotz eines sequentiellen Anziehmusters brechen die Glasscheiben gelegentlich aufgrund von Schiefstellungen und damit verbunden zu hoher Biegebeanspruchung. Bei hohen Faservolumengehalten reicht die maximale Kompaktierungskraft nicht immer aus, um die gewünschte Kompaktierung einzustellen, so dass es zu Dicken- und damit Faservolumengehaltsabweichungen kommen kann. Die im Zuge dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse fließen daher in die Konstruktion einer neuen Permeabilitätsmessanlage ein. Zwei Ziele stehen bei der Entwicklung im Vordergrund. Erstens, die Verringerung des händischen Aufwandes sowie die Vereinfachung der Handhabung, um dadurch eine Verkürzung der Vorbereitungsdauer zu erreichen; zweitens, die Erhöhung der Anlagensteifigkeit, so dass die Qualität der Ergebnisse, insbesondere bei sehr hohen Anforderungen z. B. durch hohe Faservolumengehalte, noch weiter erhöht wird.

Anforderungen und Hauptfunktionen der Anlage

Für die Lösung der Aufgabe „Permeabilitätsmessung“ soll das bisherige Messprinzip einer optischen Verfolgung des Fließfrontfortschrittes beibehalten werden. Weiterhin wird festgelegt, dass das grundsätzliche Verfahrensprinzip auf einer Portalanlage mit zwei Messstationen basieren soll. Die neue Anlage wird als Ersatz für eine Messstation der alten Anlage konzipiert, so dass auch die Anforderungen an Außenabmaße und Gewicht festliegen. Die einzelnen Funktionen werden durch vier Hauptfunktionsträger realisiert: eine Bodenplatte, einen Deckel, einen Transport- sowie einen Schließmechanismus für den Deckel.

- Bodenplatte

Um das Gewicht der Anlagenkomponenten gering zu halten, soll mit möglichst geringem Materialeinsatz eine minimale Durchbiegung erzielt werden. Rippen erfüllen diese Funktion, weswegen zunächst ihr Einfluss auf die Durchbiegung der Bodenplatte untersucht wird.

Dazu wird die bisherige Verspannkraft zu 11 kN je Bolzen aus dem Anziehmoment der Bolzen errechnet. Im Modell werden der untere Versteifungsblock durch die Bodenplatte ersetzt und an der Bodenplatte die Verspannkkräfte gegen ein rigides Textil aufgebracht. Verschiedene Szenarien zur Ausgestaltung der Bodenplattengeometrie werden für eine einzelne Messstation untersucht (Abbildung 4.64).

Auch für große Materialstärken und eine Ausführung in Vollmaterial wird die Gewichtsbeschränkung eingehalten (Tabelle 4.7), weswegen in der nächsten Iteration eine Bodenplatte untersucht wird, die genügend Fläche für zwei Messstationen bietet. Die Entscheidung fällt zu Gunsten einer Bodenplatte aus Vollmaterial für zwei Messstationen. Mit dieser Lösung kann unter Einhaltung der Gewichtsbeschränkung und bei gleichen Kosten¹⁴ die geringere Durchbiegungen realisiert werden (Tabelle 4.8). Die Ebenheit wird durch Planschleifen auf 2/1000 mm sichergestellt.

- Deckel

Für die Konstruktion des Deckels ist entscheidend, die Steifigkeit zu maximieren ohne dadurch das Sichtfeld der Kamera zu stark einzuschränken. Im Modell wird das Prinzip der bisherigen Lösung (verstreifter Rahmen) beibehalten, die Anzahl, Ausrichtung und Wandstärke der Streben wird jedoch variiert (Abbildung 4.65).

Die installierte Industriekamera hat einen Linsendurchmesser von weniger als 2 cm und kann daher als punktförmig angenommen werden. Aus diesem Grund verringert

¹⁴Der höhere Materialeinsatz bei Vollmaterial wird durch die höheren Herstellungskosten einer verrippten Struktur aufgewogen.

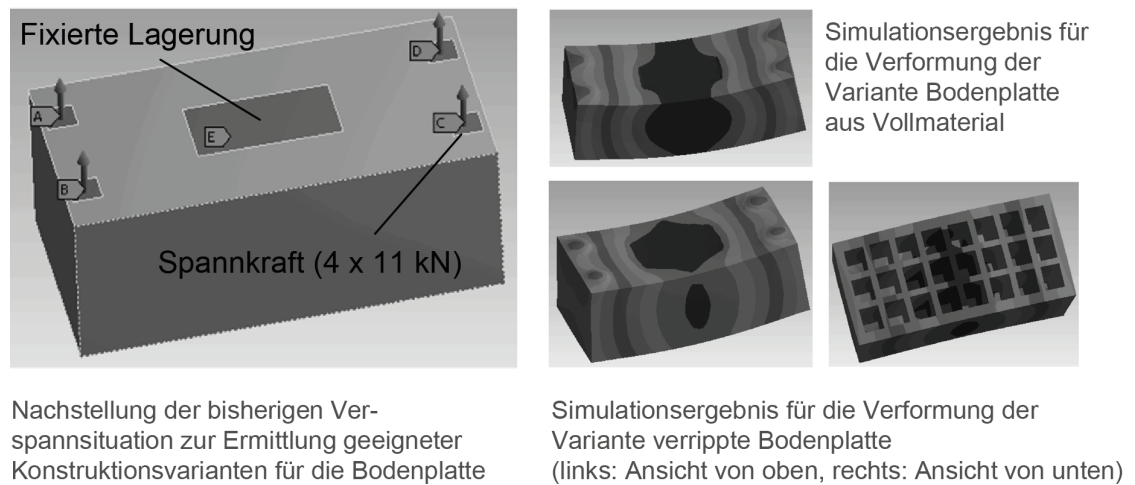


Abbildung 4.64: Darstellung des Vorgehens und der Simulationsergebnisse für beispielhafte Bodenplattengeometrien

Tabelle 4.7: Simulationsergebnisse zur Durchbiegung und zum Gewicht von Bodenplattengeometrien mit verschiedenen Dicken t

Abmaße 700 mm x 350 mm x t	Durchbiegung in mm		Gewicht in kg	
	Voll	Verrippt	Voll	Verrippt
$t = 300$ mm	0,0033	0,0086	573,3	301,8
$t = 200$ mm	0,0057	0,014	382,2	204,4
$t = 100$ mm	0,0258	0,064	191,1	106,8
$t = 50$ mm	0,1481	0,33	95,55	58,1

Tabelle 4.8: Eigenschaftsvergleich der potentiellen Bodenplattengeometrien

Geometrie	Abmaße	Gewicht in kg	Verformung in mm	Kostenfaktor
Vollmaterial	$t = 200$ mm	760	0,0057	1
Rippenstruktur	$t = 280$ mm	457	0,01	1

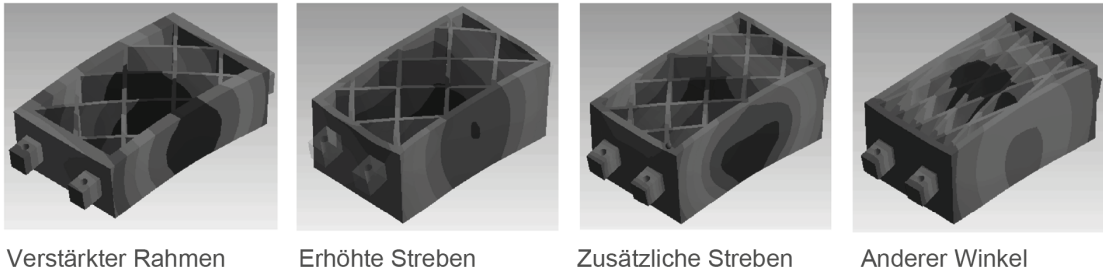


Abbildung 4.65: Darstellung der Simulationsergebnisse für beispielhafte Deckelgeometrien

Tabelle 4.9: Eigenschaftsvergleich verschiedener Deckelgeometrien

#	Bezeichnung	Win- kel	Höhe in mm	Vergleich Sichtbereich zu aktuel- lem Deckel	max. Ver- formung in mm	Kennzahl (Sichtbarkeit/ Verformung) in 1/mm
1	aktuell	45°	143	100 %	0,06	8266,67
2	Verstärkter Rahmen	45°	143	100 %	0,0565	8778,76
3	Erhöhte Streben	45°	200	94,46 %	0,0284	16496,47
4	Neuer Deckel	45	200	100 %	0,039	12717,95
5	Zusätzliche Streben	45°	200	81,05 %	0,0228	17631,57
6	Winkeländerung	30°	200	81,05 %	0,0147	27346,94
7	Winkeländerung	15°	200	68,55 %	0,0122	28688,52
8	Winkeländerung	0°/90°	200	60,89 %	0,0106	28490,56

eine geringere Deckelhöhe die Abschattung des Sichtfeldes (Abbildung 4.66), führt aber gleichzeitig zu geringerer Steifigkeit. Eine Erhöhung der Wandstärke wirkt dem entgegen, schränkt durch den Flächenzuwachs den Sichtbereich jedoch ebenfalls ein. Das gleiche gilt für zusätzliche Streben. Eine Winkeländerung der Streben liefert winkelabhängige Ergebnisse zur Änderung der Steifigkeit und des Sichtbereiches.

Aus Kostengründen fällt die Entscheidung zu Gunsten einer Erhöhung des Rahmens unter Beibehaltung des alten Bauteils (Tabelle 4.9 #4). Der spätere Umbau auf die Variante #3 ist zu empfehlen. Die anderen Varianten besitzen eine zu geringe Sichtbarkeit des Probenraums bzw. eine zu geringe Steifigkeit.

- Transportmechanismus und Schließmechanismus für Deckel

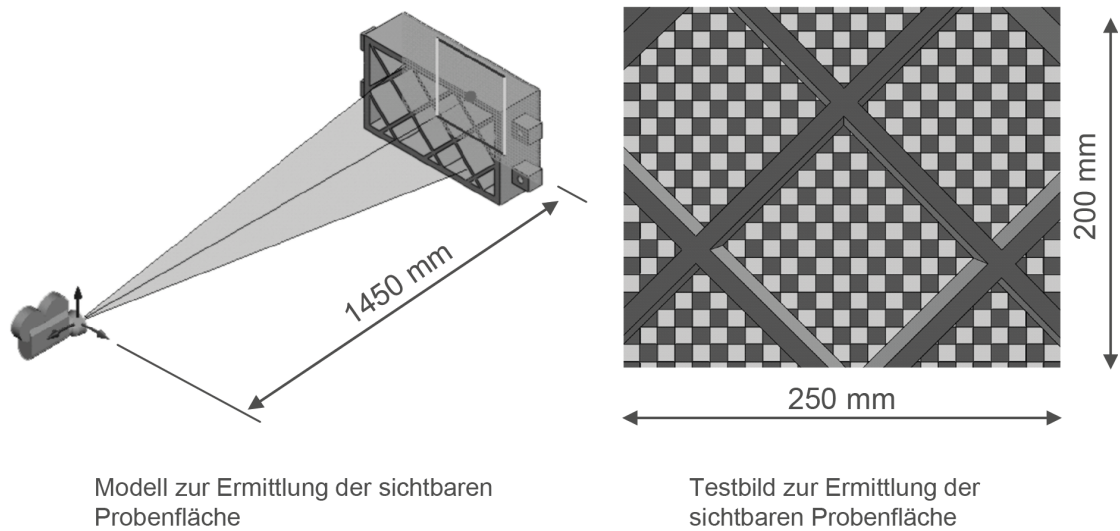


Abbildung 4.66: Darstellung des Vorgehens bei der Ermittlung des Kamerasichtfeldes

Das Schließen des Deckels wird mit einem System aus Führungsachsen und Hydraulikzylindern realisiert, deren maximaler Systemdruck 160 bar beträgt. Die Schließkräfte werden durch einen Portalrahmen auf die Führungswagen der Linearführung und von dort in die Grundplatte übertragen. Wegen der dabei auftretenden hohen statischen Lasten wird für die horizontale Bewegung ein System aus Kugelumlaufführung und Schwalbenschwanzschiene anstelle von Gleitlagerführungen eingesetzt.

Betrieb und Bewertung der Anlage

Die Bodenplatte besitzt Aussparungen für die Zuleitungen der Sensoren sowie von Fluid einlass und Fluidauslass. Deren Montage erfolgt in einer Arbeitsplatte, die auf die Bodenplatte aufgelegt wird. Sie entspricht der in Abbildung 3.9 gezeigten Stahlplatte und dient unter anderem dem Schutz der Bodenplatte. Auf ihr wird ein Messaufbau entsprechend Abbildung 4.67 erzeugt und anschließend der Test durchgeführt. Währenddessen kann auf der zweiten Station ein weiterer Test vorbereitet bzw. ein bereits durchgeführter Test abgebaut werden.

Auf der Grundfläche einer alten Messstation können somit zwei Arbeitsplätze genutzt werden. Allerdings können nicht alle Tätigkeiten parallelisiert werden, da der Aufbau eines Tests ab der Injektion der seitlichen Dichtung eine geschlossene Messkavität benötigt, der Deckel aber im unter Umständen laufenden Test noch benötigt wird. In der

Summe führen diese konstruktiven Maßnahmen zu deutlichen Optimierungen. Sie halbieren den Personalbedarf, vermeiden körperlich anstrengende Tätigkeiten in Zwangslage, verringern das Fehlerrisiko erheblich und beschleunigen den Testablauf.

Eine zusätzliche Verbesserung wird durch die Einführung einer Industriekamera mit Festbrennweite erreicht. Gegenüber einem Zoomobjektiv entfällt in den Auswertungen dadurch die manuelle Festlegung des Maßstabs, was eine weitere Fehlerquelle eliminiert. Darüber hinaus sind die Verschlusszeiten kürzer, was eine konstante Bildrate von ca. 3 Bilder/Sekunde erlaubt und einen deutlichen Vorteil im Vergleich mit bisher 0,2 Bilder/Sekunde bedeutet.

Weitere Verbesserungsmaßnahmen sollten zunächst auf eine noch bessere Druckkonstanz zielen. Durch einen geeigneten Speicher und/oder ein geeignetes Regelventil sollten Schwankungen unter 0,01 bar realisiert werden. Dabei ist andererseits auf einen ausreichend hohen Volumenstrom zu achten, um auch Halbzeuge mit hoher Permeabilität vermessen zu können.

Der Automatisierungsgrad könnte theoretisch weiter erhöht werden. Die Erfahrungen im Umgang mit der Anlage zeigen jedoch, dass der Nutzen eingeschränkt wäre. Ein zeitlicher Vorteil ist kaum noch zu erzielen. Die Investitionskosten müssen sich allein durch die eingesparten Personalkosten amortisieren.

Der Vergleich der Anlage mit anderen Messvorrichtungen zeigt, dass auch international ähnliche Entwicklungsschwerpunkte gesetzt werden. Wichtig sind in allen Fällen die Genauigkeit sowie die Geschwindigkeit. Die Genauigkeit betreffend sei auf den internationalen Benchmark [60] und dessen Nachfolger [72] verwiesen. Die benötigte Geschwindigkeit als zweites Kriterium wird hauptsächlich durch Automatisierungsansätze oder ein geeignetes Messprinzip erreicht, deren wichtigste Vertreter im Folgenden kurz beschrieben werden.

So wird zum Beispiel in [74] von einer Permeabilitätsmessvorrichtung berichtet, in der in mehreren Messzellen Einzelmessungen durchgeführt werden können („multi cavity parallel flow technique“). Da jedoch jede Messzelle auch individuell vorbereitet werden muss, sinkt lediglich die Messdauer.

Ein anderes Prinzip wird in [29] verfolgt. Es erfolgt eine kontinuierliche Messung der Permeabilität über dem variierenden Faservolumengehalt, wodurch zahlreiche Einzelmessungen eingespart werden können. Dazu wird ein isotropes, poröses Medium, während es von Messfluid durchströmt wird, komprimiert. Die Beschränkung auf isotrope Medien stellt eine sehr starke Limitierung dar, da die Vorrichtung für übliche Verstärkungshalbzeuge somit nicht geeignet ist.

Diese Beschränkung wird in [185] aufgehoben, indem das Fließen auf eindimensionale Strömungen begrenzt wird. Das hierfür notwendige Dichtungskonzept wird nicht im Detail vorgestellt, von diesbezüglichen Problemen ist jedoch auszugehen. Die Autoren

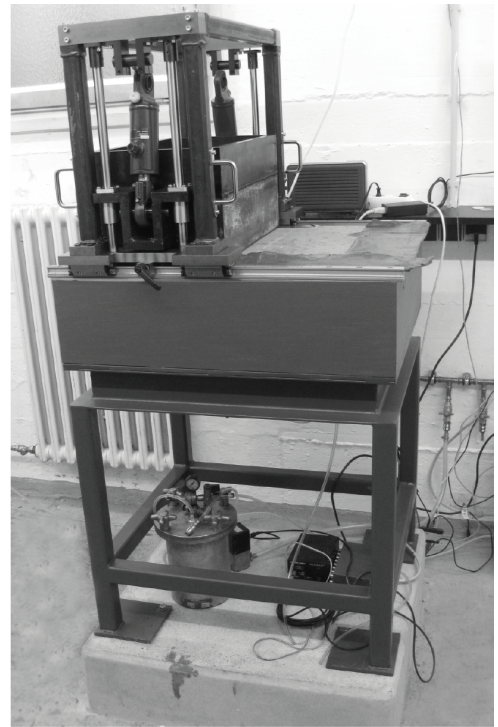
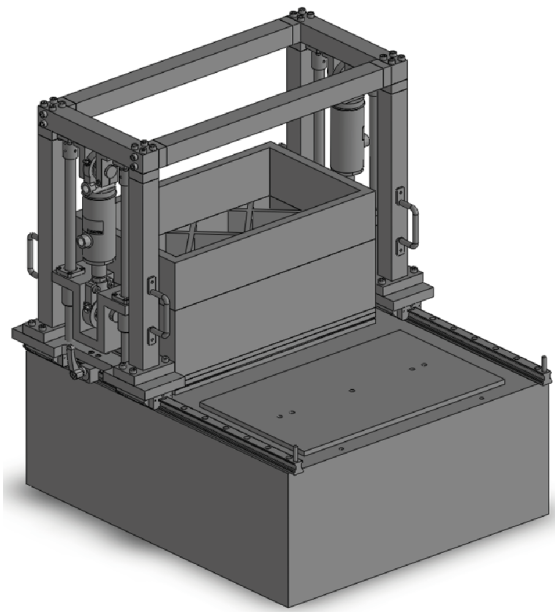


Abbildung 4.67: Schema neuer Aufbau (links); Foto neuer Aufbau (rechts)

berichten unabhängig davon von reproduzierbaren Ergebnissen.

Die kontinuierliche Änderung des Faservolumengehaltes ist mit der vorgestellten Anlage nicht möglich. Es müssen Einzelmessungen durchgeführt werden. Da in 2 D jedoch keine anisotropen Materialien vermessen werden können und in 1 D die Dichtung als kritisch angesehen wird, ist das kein grundlegender Nachteil.

Ein konservativerer Weg wird in [70] beschritten. Das bekannte Prinzip der 2 D-Messungen wird durch entsprechende maschinenbauliche Maßnahmen möglichst stark industrialisiert. Durch vereinfachte Handhabung werden die Zykluszeiten in dieser Messzelle stark reduziert. Generell ist eine 2 D-Messung mit erheblich weniger Vorbereitungsaufwand verbunden als eine 1 D-Messung, bei der eine korrekte Abdichtung nur sehr zeitaufwändig erzeugt werden kann. In [143] wird von 5–10 2 D-Messungen pro Stunde berichtet. Diese Einschätzung wird auf Basis der in dieser Arbeit gesammelten Erfahrungen bestätigt, muss aber um den Zusatz „textil- und faservolumengehaltsabhängig auch weniger“ ergänzt werden. Die maximale Anzahl der mit der vorgestellten Anlage möglichen 1 D-Messungen beträgt ca. 2 pro Stunde.

Eine sehr vielversprechende Entwicklung wird in [151] beschrieben. Dort sind zwei Sensorfelder in die Messzelle integriert, jeweils eines auf der Ober- und auf der Unterseite der Messkavität. Somit laufen zwei 2 D-Messungen parallel ab. Die Probe wird nicht, wie üblich, mit einem durchgehenden Angussloch versehen, sondern wird von einer Probenoberfläche aus getränkt. Dadurch entsteht ein Zeitversatz von Ober- zu Unterseite aus dem mit Hilfe geeigneter mathematischer Modelle, die Permeabilität in Dickenrichtung zurückgerechnet werden kann. Mit der vorgestellten Anlage ist dieses Vorgehen wegen der optischen Natur der Fließfronterkennung aktuell nicht zu realisieren. Dennoch bietet die Mechanik das Potential auch in dieser Richtung genutzt zu werden. Es müssen dafür entsprechende Sensorplatten verbaut werden, was aufgrund des modularen Konzepts der Anlage ohne großen Aufwand möglich ist.

Allerdings liegt ein besonderer Vorteil der vorgestellten Anlage gerade in der Fähigkeit, den Tränkungsprozess direkt beobachten zu können. Einerseits können dadurch Fehler durch z. B. Race-Tracking erkannt werden, andererseits ist es möglich, das Dual-Scale-Fließen oder das Sättigungsverhalten zu untersuchen.

Die Zykluszeiten sind sowohl bei 2 D- als auch bei 1 D-Messungen durch den hohen Mechanisierungs- und Automatisierungsgrad sehr kurz. Speziell die 1 D-Messung weist mit ihrem Konzept der nachträglichen Dichtung ein Alleinstellungsmerkmal auf, das einen entscheidenden Qualitätsvorteil darstellt. So ist unter anderem die verlässliche Bestimmung der ungesättigten und der gesättigten Permeabilität in einem Experiment möglich, was von großer Bedeutung für RTM-Prozesse ist.

4.3 Bauteil

Die Bewertung des Bauteilverhaltens bildet den dritten Themenschwerpunkt dieser Arbeit. Im Vergleich zu den Abschnitten 4.1 und 4.2 nimmt die mechanische Analyse der Bauteileigenschaften jedoch eine untergeordnete Rolle ein. Hier soll eine kurze Betrachtung des Einflusses von Binder auf die mechanischen Eigenschaften erfolgen. Dieses Thema wird kontrovers diskutiert (vgl. Abschnitt 2.3) und daher ist das Ziel an dieser Stelle nicht, eine abschließende Bewertung zu ermöglichen, sondern vielmehr, die Situation für die hier verwendeten Materialien darzustellen.

4.3.1 Dynamisch Mechanische Analyse

Speichermodul, Verlustmodul, $\tan \delta$ der faserverstärkten Proben

Die Auswertung der Messungen der faserverstärkten Proben (Abbildung 4.68–4.70) zeigt uneinheitliche Ergebnisse. Obwohl einige der Einzelergebnisse für Speicher- und Verlustmodul sowie $\tan \delta$ signifikant erscheinen, muss diese Feststellung im Vergleich aller Proben verneint werden. Im Vergleich der Proben 2 und 3 sowie 4 und 5 wird deutlich, dass die Schwankung zwischen zwei Proben mit identischen Fertigungsparametern größer sein kann als die durch verschiedene Preformingparameter hervorgerufenen Unterschiede. Weiterhin zeigt auch der relative Vergleich der Werte von den Ein- und Auslässen (für die Entnahmeorte der Proben vgl. Abbildung 3.16) keinen logischen Zusammenhang, der auf den Bindereinfluss zurückzuführen wäre. In den untersuchten Proben hat EPR 5390 daher keinen erkennbaren Einfluss auf die Absolutwerte von G' , G'' oder $\tan \delta$. Das gleiche gilt für die (hier nicht dargestellten) Proben mit 2 und 10 Gew.-% von A9133 sowie PKHP.

Mögliche Erklärungen für diese Ergebnisse, die sich nicht auf den Einfluss von Binder stützen, sind im Zusammenhang mit der Matrixqualität, der Probenporosität, der Schlichte bzw. der Faseranordnung innerhalb der Proben zu suchen.

Unter Umständen ist die Porosität der Probe über der Injektionslänge nicht konstant. Während der Probenherstellung konnte regelmäßig der Austritt von kleinen Blasen am Ausgang des Harzes aus der Verstärkungsstruktur beobachtet werden. Dies ist jedoch nicht überraschend, da die Entlüftung des Harzgemisches sowie der Faserstruktur jeweils nur auf das Niveau des angelegten Vakuums hin erfolgen konnte. Sobald das Harz die Fasern tränkt, kann das Restgasvolumen wieder akkumulieren und erneut austreten. Der Austritt geschieht an der Vakuumseite, also an der Fließfront. Nach kurzzeitigem Spülen, d. h. der Harzfluss wird trotz vollständiger Tränkung der Preform aufrecht erhalten, endet auch die Blasenbildung. Das nun noch in der Preform vorhandene Gasvolumen wird durch Anlegen des Überdrucks weiter komprimiert. Die Schliffbilder zeigen vollständig

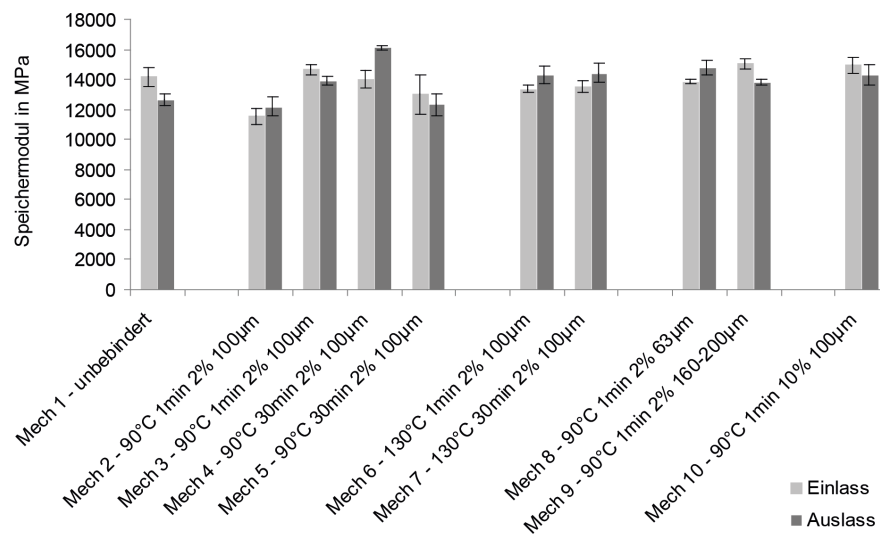


Abbildung 4.68: Auswertung des Speichermoduls für verschiedene Preformingparameter von EPR 5390

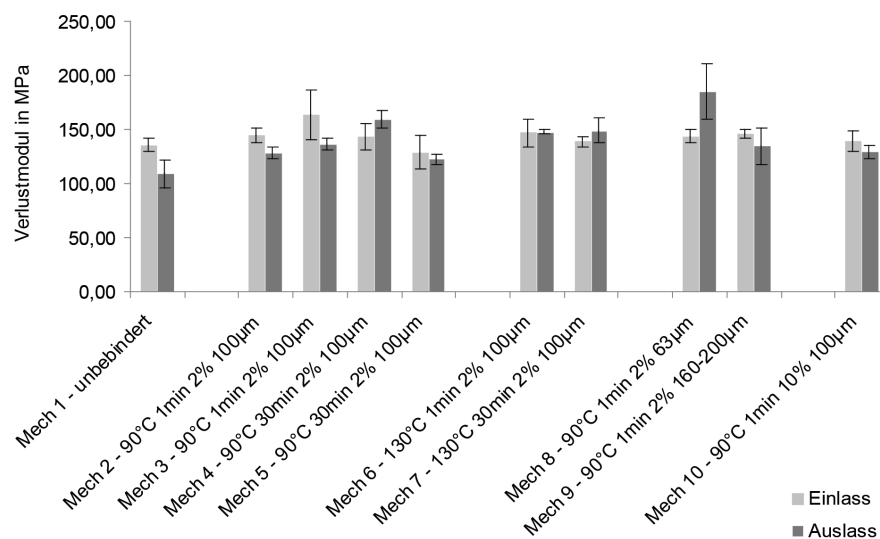


Abbildung 4.69: Auswertung des Verlustmodulmoduls für verschiedene Preformingparameter von EPR 5390

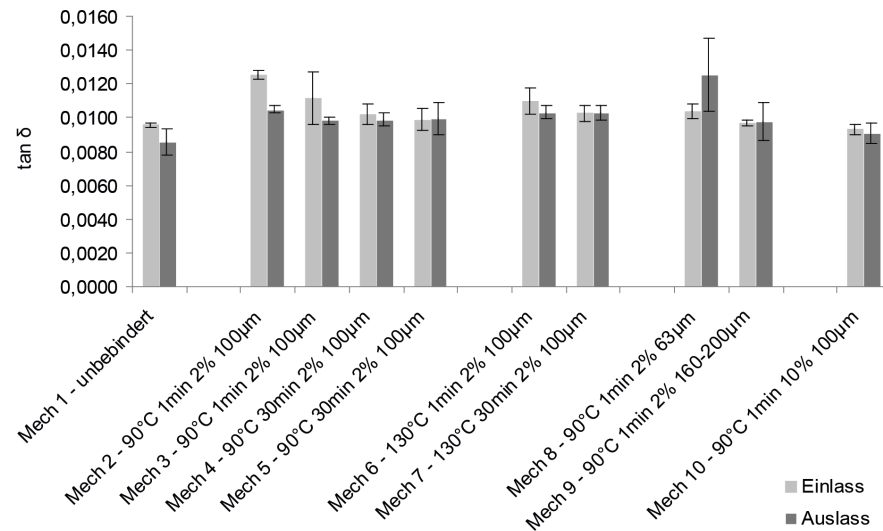


Abbildung 4.70: Auswertung des $\tan \delta$ für verschiedene Preformingparameter von EPR 5390

dichte Proben. Entlang des Druckgradienten ist demnach auch ein Porositätsgradient möglich. Allerdings lässt er sich in den Schliiffbildern weder nachweisen noch ließe er sich verfahrenstechnisch weiter reduzieren.

Möglicherweise wird auch Schlichte von der Faser gespült, so dass sich auf diesem Weg ein Gradientenwerkstoff ergibt. Diese Erklärung ist ebenfalls unwahrscheinlich sowie, falls doch zutreffend, nicht änderbar.

Die Mischung der Harzkomponenten erfolgte genauer als 1 Gew.-% und liegt damit innerhalb der vom Hersteller spezifizierten Genauigkeit. Ohnehin zeigen die Ergebnisse der Reinharzproben, dass der Beitrag der Matrix zu den mechanischen Eigenschaften klein ist im Vergleich mit dem der Verstärkungsstruktur. Die große Bandbreite der Ergebnisse deutet daher auf die Verstärkung als wahrscheinlichste Ursache für die Beobachtungen. Obwohl das verwendete Verstärkungshalbzeug ein Gelege mit wohldefinierter, homogener Flächendichte ist, liefern Unregelmäßigkeiten in der Verstärkungsstruktur die plausibelste Erklärung. Die Faserverstärkung kann trotz aller Vorsicht bei der Probenvorbereitung Unregelmäßigkeiten aufgrund von Halbzeugfehlern oder Abweichungen von der gewünschten Verstärkungsrichtung beim Preforming oder Zusägen aufweisen. In dem Fall wäre der gewählte Probenausschnitt nicht repräsentativ. Flächengewichts- oder Orientierungsschwankungen sind bei Zuschnitten, die aus benachbarten Bereichen der Rolle

entnommen werden, tendenziell geringer als bei solchen, die in großer Entfernung zu einander liegen. Das steht im Einklang mit den beobachteten Schwankungen, die innerhalb einer Preform geringer sind als von Teil zu Teil.

Unter Berücksichtigung dieser Einschränkungen ist eine weitergehende Analyse des Einflusses der verschiedenen Preformingparameter nicht möglich. Die vom Binder bzw. seiner verschiedenen Aktivierung ausgelösten Werteschwankungen sind hierfür nicht groß genug. Die Beeinflussung der Matrix durch den Binder ist nicht ausreichend, um sich merklich in den faserverstärkten Eigenschaften niederzuschlagen.

Glasübergang der faserverstärkten Proben

Der Glasübergang ist eine Matriceigenschaft, deren Beeinflussung durch den Binder deutlicher zu Tage treten sollte als die von G' , G'' oder $\tan \delta$. Der Einfluss von möglichen Eigenschaftsschwankungen im Faserhalbzeug ist reduziert. Dennoch ist die Auswertung der Ergebnisse von ähnlichen Überlegungen hinsichtlich der Signifikanz einzelner Werte geprägt wie zuvor.

Das grundlegende Ergebnis dieser Versuche lautet, der Einfluss des Binders ist gering. Ein signifikanter Unterschied zwischen Einlass und Auslass ist nicht feststellbar. Für einzelne Preformingparameter ergeben sich aber Unterschiede (Abbildung 4.71).

Der Glasübergang der unbebinderten Referenzprobe beträgt ca. 94 °C nach Methode 1 und 2 sowie ca. 98 °C nach Methode 3 (Tabelle 4.10). Alle jeweiligen Glasübergangstemperaturen der bebinderten Proben liegen niedriger als die unbebinderte Referenz. Da der Binder einen niedrigeren Glasübergang aufweist als das Matrixharz, könnte der Einfluss des Binders rein volumetrischer Natur sein. Andererseits ist es möglich, dass der Binder die Aushärtung des Harzes beeinflusst, so dass der T_g wegen eines geringeren Aushärtegrades niedriger liegt.

Neben diesem generellen Einfluss des Binders, spielt seine Verteilung in der Probe eine Rolle. Preformingparameter, die ein längeres Binderfließen hervorrufen, führen zu einer geringeren Absenkung des T_g . Das gleiche gilt für die Probe, bei der eine Binderpartikelfraktion mit kleinem Durchmesser aufgetragen worden ist. Wird der Binder als Störstelle im Matrixnetzwerk angesehen, dann führt eine Homogenisierung der Störstellenverteilung zu einer besseren Ausnutzung des Matrixwerkstoffes. Liegen die Störstellen jedoch agglomeriert vor, dann können sie sich makroskopisch stärker auswirken. Dieses Resultat stützt die These des volumetrischen Einflusses.

Ein weiterer Einflussfaktor ist der Fließweg des Matrixharzes. Es werden Proben am Einlass sowie am Auslass des Werkzeugs entnommen. Ihr Vergleich zeigt, dass es binderabhängig zu einer Veränderung der Glasübergangstemperatur über der Fließweglänge kommen kann.

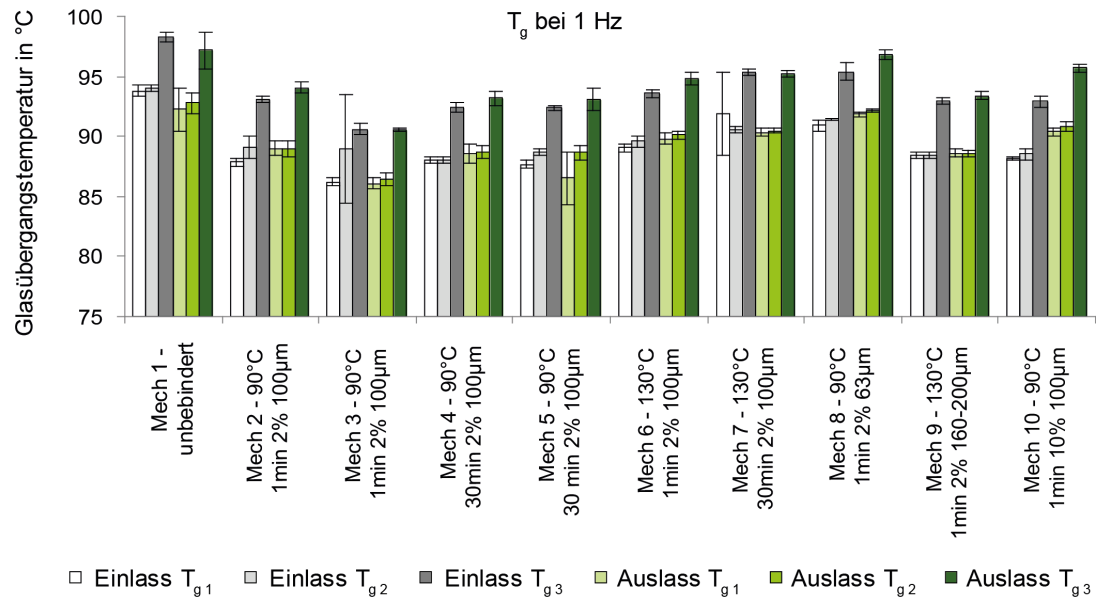


Abbildung 4.71: Darstellung der nach verschiedenen Methoden ermittelten Ergebnisse des Glasübergangs für die jeweiligen Preformingparameter für EPR 5390

Tabelle 4.10: Ergebnisse der T_g -Messungen mittels DMA für Proben mit verschiedenen Preformingparametern von EPR 5390 am Einlass

Name	Parameter	$T_{g\ 1}$ in °C	$T_{g\ 2}$ in °C	$T_{g\ 3}$ in °C	$\Delta T_{g\ 1}$ in °C	$\Delta T_{g\ 2}$ in °C	$\Delta T_{g\ 3}$ in °C
M-1	unbebinderte Referenz	93,81	93,98	98,27	0	0	0
M-2	90 °C 1 min 2 % 100 µm	87,85	89,14	93,08	-5,95	-4,84	-5,19
M-3	90 °C 1 min 2 % 100 µm	86,22	88,95	90,59	-7,59	-5,03	-7,68
M-4	90 °C 30 min 2 % 100 µm	88,02	88,01	92,38	-5,78	-5,97	-5,89
M-5	90 °C 30 min 2 % 100 µm	87,70	88,74	92,36	-6,11	-5,24	-5,92
M-6	130 °C 1 min 2 % 100 µm	89,04	89,57	93,6	-4,76	-4,41	-4,68
M-7	130 °C 30 min 2 % 100 µm	91,87	90,58	95,32	-1,93	-3,4	-2,95
M-8	90 °C 1 min 2 % 63 µm	90,91	91,41	95,4	-2,9	-2,57	-2,88
M-9	130 °C 1 min 2 % 160-200 µm	88,46	88,46	93,01	-5,35	-5,52	-5,26
M-10	90 °C 1 min 10 % 100 µm	88,18	88,53	92,92	-5,63	-5,45	-5,36

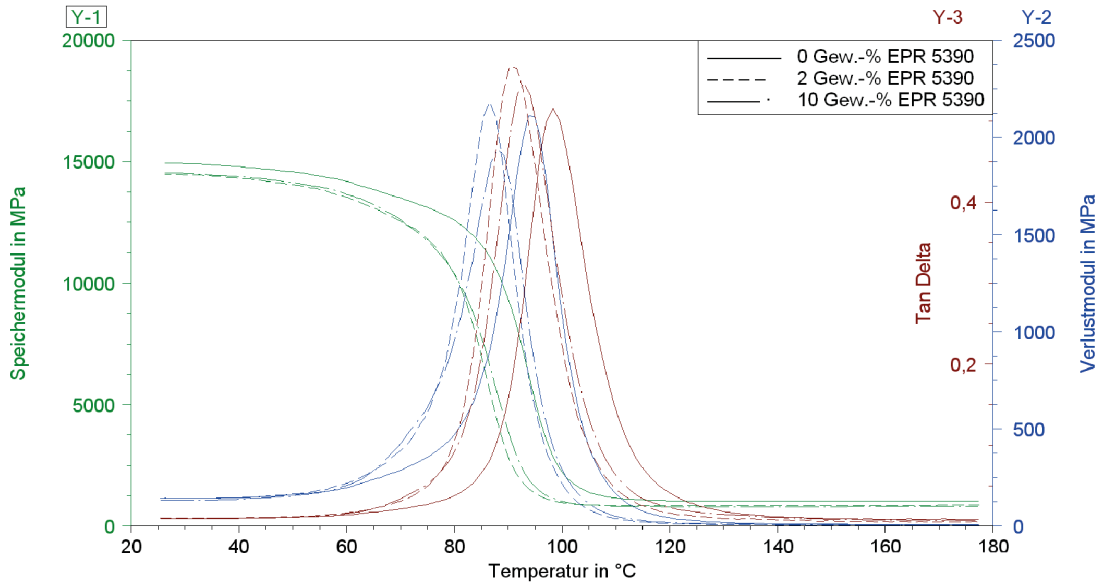


Abbildung 4.72: Ergebnisse der DMA-Messungen von verschiedenen Bindergehalten von EPR 5390 am Einlass

Die Kurvenverläufe der DMA-Messungen zu EPR 5390 zeigen am Einlass die bereits diskutierte T_g -Verschiebung zu niedrigeren Temperaturen (Abbildung 4.72). Zur besseren Lesbarkeit sind die Wiederholungsmessungen nicht dargestellt, die Absolutwerte von G' und G'' schwanken jedoch ohne erkennbaren Bezug zum Bindergehalt.

Eine deutliche Änderung dieser Kurvenverläufe ist für den Vergleich von Einlass zu Auslass bei 10 Gew.-% Bindergehalt sichtbar (Abbildung 4.73). Jeweils drei Wiederholungsmessungen sind dargestellt. Während am Einlass lediglich ein Peak im Verlustmodul auftritt, sind am Auslass zwei getrennte Maxima zu erkennen. Der Peak bei 70 °C korreliert mit dem in der DSC bestimmten Binder- T_g . An dieser Stelle weist der Speichermodul eine Stufe auf. Der zweite Peak bei 91 °C ist im Vergleich zu dem einen Peak am Einlass zu höheren Temperaturen verschoben. Der hauptsächliche Anteil des Speichermodulabfalls findet in diesem Bereich statt.

Anscheinend differenzieren sich die individuellen Eigenschaften der Matrixkomponenten (Harz und Binder) aus. Allerdings ist dies lediglich für hohe Bindergehalte der Fall. Bei 2 Gew.-% Bindergehalt ist unabhängig vom Fließweg nur ein Peak zu erkennen (Abbildung 4.72, Werte für den Auslass sind nicht dargestellt).

Es ist anzunehmen, dass sich in dem einen Fall ein homogenes Netzwerk ausbildet, in dem

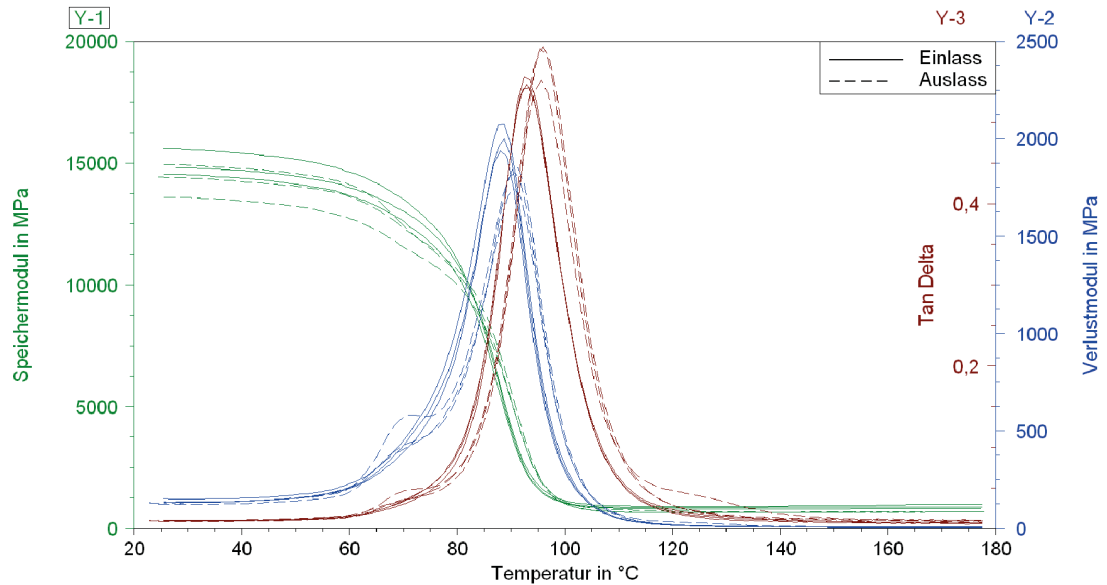


Abbildung 4.73: Ergebnisse der DMA-Messungen für einen Bindergehalt von 10 Gew.-% EPR 5390 am Einlass sowie am Auslass

der Binder über seine funktionellen Gruppen gebunden vorliegt. Aufgrund der längeren Molekülketten des Binders sowie der geringeren Anzahl der funktionellen Gruppen ist die Netzwerkdichte der gebildeten Matrix niedriger als für das binderfreie Reinharz. Entsprechend sinkt der Glasübergangspunkt. Da für geringe Bindergehalte die Mischungs-toleranz der Epoxidharzkomponenten höher liegt als die durch den Binder eingeführte Abweichung, kann der Binder in das Netzwerk integriert werden, obwohl kein zusätzlicher Härter hinzugefügt wird.

Liegt die Bindermenge allerdings zu hoch, wird das stöchiometrische Verhältnis im Harz-Härter-Gemisch zu stark beeinträchtigt. Die Härtermenge ist zu niedrig und Teile des Binders sowie des Harzes können nicht vollständig reagieren. Somit verbleibt eine distinkte Binderphase in der Matrix, die in der DMA nachgewiesen werden kann. In diesem Zusammenhang ist die Verschiebung des Harz- T_g (also des zweiten, größeren Peaks) zu höheren Temperaturen als bei 2 Gew.-% Bindergehalt allerdings ungeklärt. Eine Sättigung des Harzes bis zur maximalen Bindermenge, zumindest aber bis auf den Wert, der für 2 Gew.-% Bindergehalt ohnehin schon erreicht wird, ist zu erwarten gewesen. Damit einhergehend hätte der zweite Peak der Mischung mit 10 Gew.-% Bindergehalt bei der gleichen oder einer niedrigeren Temperatur liegen müssen, wie für 2 Gew.-%

Bindergehalt. Das kann aber nicht beobachtet werden.

Von Bedeutung ist weiterhin der Unterschied von Einlass zu Auslass bei einem Bindergehalt von 10 Gew.-% EPR 5390 (Abbildung 4.73). Während die beschriebenen Effekte für kurze Fließwege kaum auszumachen sind, sind sie am Werkzeugauslass, also nach langen Fließwegen, besonders ausgeprägt. Sofern der Binder für diese Unterschiede verantwortlich ist, müssen Transportvorgänge stattgefunden haben, die den Bindergehalt des zu Injektionsbeginn gleichmäßig verteilten Binders lokal verändert haben. In Betracht kommen hierfür mechanischer Transport in Form von im Fluidstrom mitgerissenen Binderpartikeln oder Lösungsprozesse des Binders in der Matrix.

In größerem Umfang kann die erste Variante angesichts der Größenverhältnisse von Binderpartikeln (D_{50} : 82–192 μm) zu Fließkanälen (mittlerer Abstand zweier Filamente im Roving ca. 700–800 nm) ausgeschlossen werden. Darüber hinaus wäre für einen mechanischen Transport, der einen Gradienten über der Fließlänge erzeugen soll, ein durchgängiger Fließkanal erforderlich. Der Preformaufbau lässt aber lediglich abschnittswisen Transport zu, so dass höchstens eine globale Verschiebung des homogenen Binderfeldes möglich wäre. Darüber hinaus ist der Binder durch seine Aktivierung während des Preformings fest mit der Faser verbunden. Die Mikroskopaufnahmen zeigen keine unbehandelten, lose auf dem Faserhalbzeug liegenden Binderpartikel.

Demnach müssen Lösungsprozesse stattgefunden haben. Der Bindergehalt der Probe mit nominal 10 Gew.-% EPR 5390 wäre am Einlass also geringer und am Auslass höher. Im Injektionsschritt wird die Preform im Anschluss an die vollständige Füllung nicht mit Reinharz gespült, so dass äußerstenfalls der Binder am Einlass vollständig zum Auslass transportiert worden ist. Im Normalfall liegt der tatsächliche Bindergehalt am Auslass aber deutlich unter den somit möglichen 20 Gew.-%.

Aufgrund des komplexen Strömungsverhaltens ist von einer nicht-linearen Binderverteilung über der Fließlänge auszugehen. Die Fließgeschwindigkeit nimmt wegen der Injektion mit konstantem Druckgradienten mit dem Fließfrontfortschritt ab. Zu Beginn der Injektion umströmt innerhalb kurzer Zeit eine große Menge reinen Harzes den Binder am Einlass. Der Konzentrationsgradient ist hoch und bleibt für diese Position über der Zeit konstant. Mit fortschreitender Injektionsdauer geht immer mehr Binder in Lösung. Für die Orte, die in Fließrichtung hinter dem Einlass liegen, nimmt der Konzentrationsgradient dadurch ab.

Darüber hinaus sinkt die Überströmdauer des Harzes und damit die Möglichkeit für den Binder in Lösung zu gehen. Am Probenauslass schließlich wird ein Binderpartikel nur noch für sehr kurze Zeit von Harz umströmt, bevor der Einlass geschlossen wird und die Aushärtphase beginnt. In der verbleibenden Zeit bis zur Aushärtung kann der Binder weiter in Lösung gehen, die Relativbewegung zwischen Harz und Binderpartikel ist zu diesem Zeitpunkt allerdings null, was die Durchmischung der Phasen reduziert. In

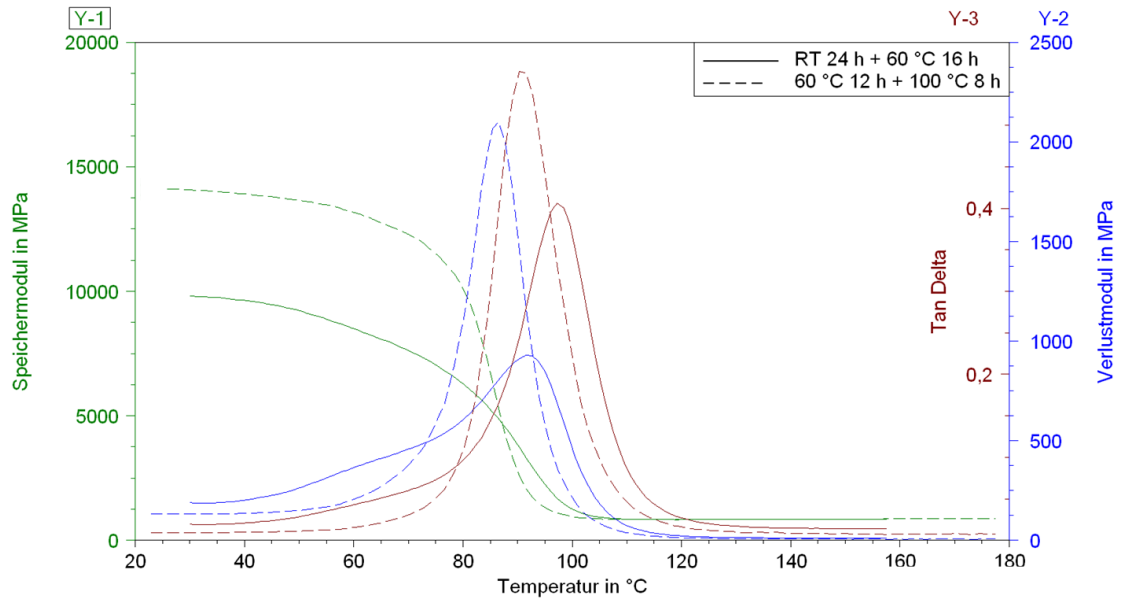


Abbildung 4.74: Vergleich der DMA-Ergebnisse der zwei Aushärtevarianten für einen Bindergehalt von 2 Gew.-% EPR 5390

diesem Fall kann die Stöchiometrie örtlich gestört sein und lokale Unterschiede in den Aushärtegraden vorliegen.

Dennoch können abhängig von der Aushärtezeit Unterschiede in den DMA-Ergebnissen festgestellt werden (Abbildung 4.74). Bisher ist über Ergebnisse berichtet worden, die an Proben ermittelt worden sind, welche nach der Injektion sofort zur Aushärtung und anschließenden Temperung in der Form für 12 Stunden in einen auf 60 °C beheizten Ofen gestellt worden sind. Die vollständige Vernetzung wird durch eine Nachtemperung für 8 Stunden bei 100 °C erzielt. Aufgrund der schnell ablaufenden Härtingsreaktion wird der Gelpunkt nach kurzer Zeit erreicht. Zwar finden die Lösungsvorgänge unter erhöhter Temperatur statt, was die Diffusion begünstigt, allerdings ist der Diffusionsweg stark eingeschränkt.

Im Gegensatz dazu stehen die Proben, die mit einem langsameren (unvollständigen) Aushärtezyklus hergestellt worden sind. Die Härtingsreaktion erfolgt zunächst für 24 Stunden bei Raumtemperatur und erst anschließend für 16 Stunden im Ofen bei 60 °C. Eine Nachtemperung wird nicht durchgeführt.

Die Verschiebung der Absolutwerte von Speicher- sowie Verlustmodul zu höheren Tem-

peraturen ist offensichtlich. Der geringere Aushärtegrad der Probe, die bei Raumtemperatur und 60 °C ausgehärtet wird, ist die Ursache hierfür. Es ist davon auszugehen, dass die Proben oberhalb der Tempertemperatur während der Messung nachhärten.

Weiterhin ist deutlich eine Schulter in der Kurve des Verlustmoduls dieser Probe zu erkennen. Sie ist bei 60 °C bereits sehr ausgeprägt und korreliert daher eher mit dem Binder- T_g als mit der Tempertemperatur. Obwohl der nominelle Bindergehalt beider Proben identisch ist, führen die jeweiligen Härtungszyklen zu unterschiedlichen Ergebnissen. Im Gegensatz zu den Proben mit 2 Gew.-% Bindergehalt und schneller Aushärtung konnte der Binder bei langsamer Aushärtung über einen längeren Zeitraum in Lösung gehen. Das heißt erstens, für die Ausbildung der Schulter ist die Menge des gelösten Binders ausschlaggebend, nicht die Menge des auf die Preform aufgetragenen Binders. Zweitens ist bei schneller Aushärtung nicht der gesamte zur Verfügung stehende Binder in Lösung gegangen. Durch die Wahl eines geeigneten Temperaturprofils während der Aushärtung und Temperung kann also die Menge an im Harz gelösten Binder und damit auch die Ausbildung der Schulter im Bereich des Binder- T_g beeinflusst werden.

Für das schnelle (Standard-)Aushärteprogramm zeigt sich eine solche Schulter nur am Auslass der Proben mit 10 Gew.-% Bindergehalt. Das heißt, der am Einlass gelöste und zum Auslass transportierte Binder addiert sich zu dem ohnehin am Auslass vorhandenen Binder, welcher ebenfalls in Lösung geht bis der Aushärtegrade zu weit vorangeschritten ist. Offensichtlich ist nur so die Menge an gelöstem Binder ausreichend hoch, um zu dem entsprechenden Kurvenverlauf zu führen.

Da die Eindringtiefe des Binders in den Roving während des Preformings sehr gering ist, das Harz aber die gesamte Preform tränkt, ist davon auszugehen, dass es durch den Fluidfluss in Dickenrichtung sowie den Lösungsprozess zu einer homogenen Verteilung des Binders über der Bauteildicke führt. Sofern der Binder gezielt zur Erhöhung bestimmter mechanischer Eigenschaften, wie z. B. Schlagzähigkeit oder ILS, eingesetzt werden soll, kann dieses Verhalten vorteilhaft sein. Die Modifizierung wäre über der Dicke lokal weniger stark begrenzt und Eigenschaftssprünge im Laminat würden abgemildert. Die Löslichkeit des Binders im Matrixharz und die damit verbundenen Transportvorgänge müssen also nicht ausschließlich von Nachteil sein.

Generell ist für diesen Anwendungsfall eine optimierte Angussstrategie empfehlenswert. In Kombination mit lokaler Bebinderung und gestaffelten Angüssen kann die endgültige Binderverteilung im Bauteil gesteuert werden.

Um den Einfluss verschiedener Bindersysteme zu überprüfen, werden PKHP und A9133 ausgewählt. PKHP wird häufig zur Modifizierung von Harzsystemen eingesetzt. Fäden aus diesem Phenoxyharz werden als Nähfaden eingesetzt, der in Epoxidharzsystemen löslich ist und darüber hinaus als (Schlag-)Zähmodifizierung genutzt wird. Als Vertreter eines nichtlöslichen Binders wird der Reaktivbinder A9133 eingesetzt. Er reagiert durch

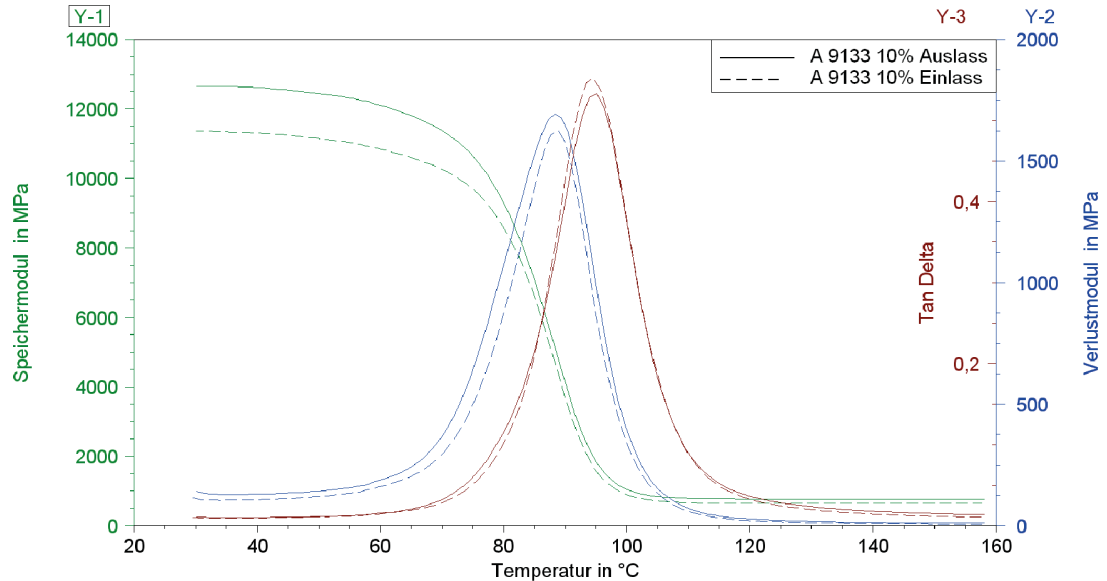


Abbildung 4.75: Ergebnisse der DMA-Messungen für einen Bindergehalt von 10 Gew.-% für A9133 am Einlass sowie am Auslass

die Aktivierung während des Preformings aus, so dass seine Löslichkeit in der Matrix stark reduziert bzw. null ist.

Das reaktive Bindersystem A9133 zeigt keinerlei Anzeichen für die Ausbildung einer Schulter im Kurvenverlauf von G' und G'' im Bereich des Binder- T_g (Abbildung 4.75). Auch die Ergebnisse zu PKHP weisen keine derartigen Veränderungen auf (Abbildung 4.76).

Schliffbilder der DMA-Proben bestätigen die Vermutungen zur eingeschränkten Löslichkeit des Binders. Während sich der mit 2 Gew.-% aufgetragene EPR 5390 im Matrixharz rückstandsfrei löst, weist der gleiche Binder bei 10 Gew.-% Bindergehalt deutlich separierte Binderphasen auf (Abbildung 4.77 und 4.78).

Die mit dem nicht löslichen Binder A9133 versehenen Proben zeigen sowohl bei 2 als auch bei 10 Gew.-% Bindergehalt entsprechende Binderpartikel (Abbildung 4.79 und 4.80).

Das Ergebnis für PKHP hingegen ist unerwartet. Das Phenoxyharz soll in Epoxidharz leicht löslich sein, insofern sind die sowohl für 2 als auch für 10 Gew.-% Bindergehalt beobachtbaren Partikel überraschend (Abbildung 4.81 und 4.82). Andererseits muss berücksichtigt werden, dass die PKHP-Partikel einen größeren D_{50} -Wert aufweisen als die

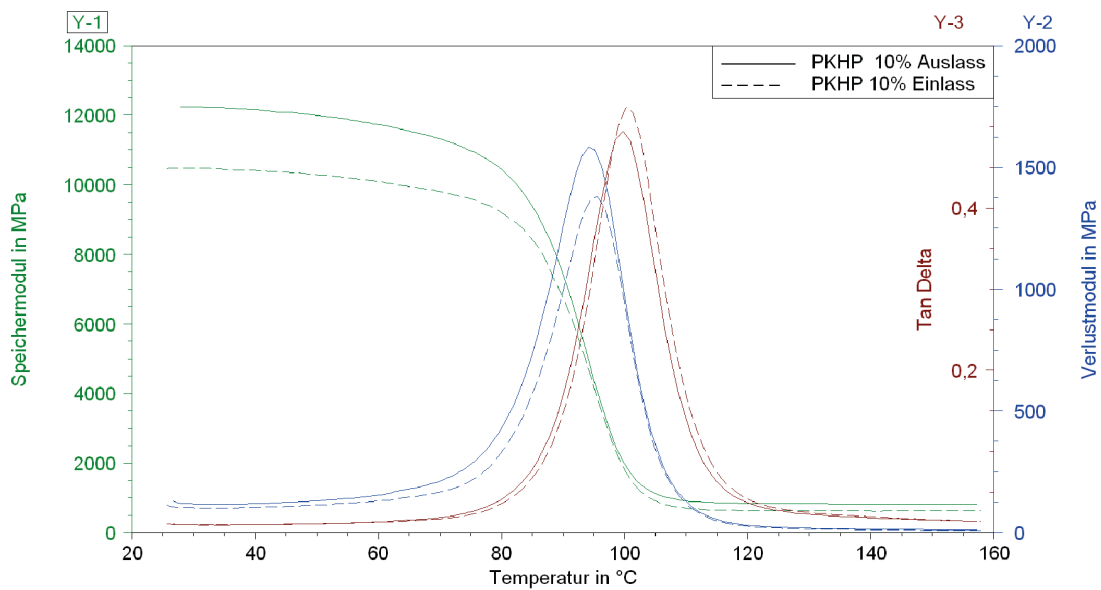


Abbildung 4.76: Ergebnisse der DMA-Messungen für einen Bindergehalt von 10 Gew.-% für PKHP am Einlass sowie am Auslass

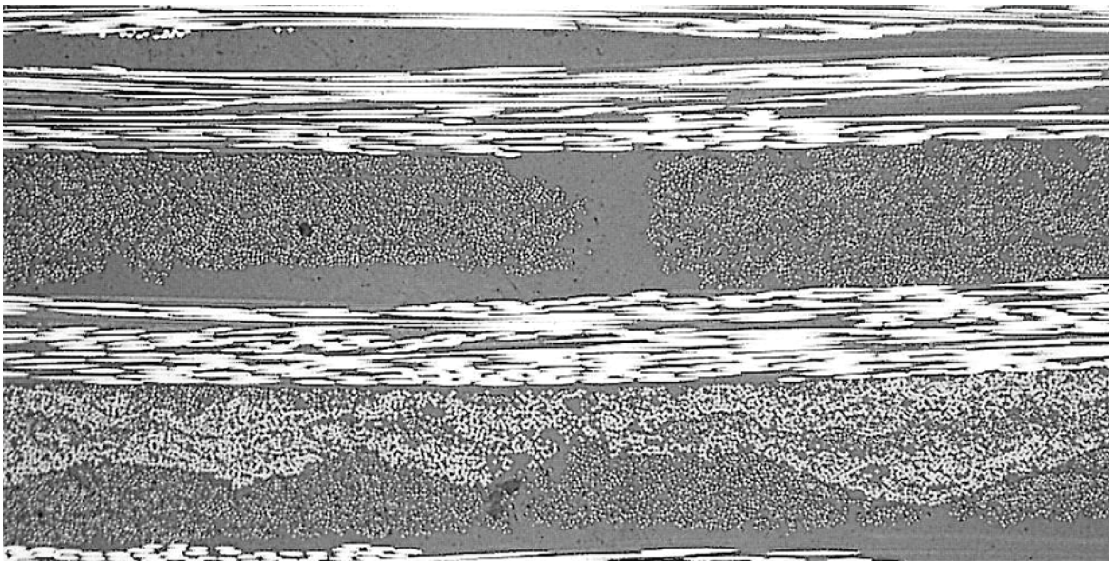


Abbildung 4.77: Schliffbild einer Probe mit 2 Gew.-% EPR 5390

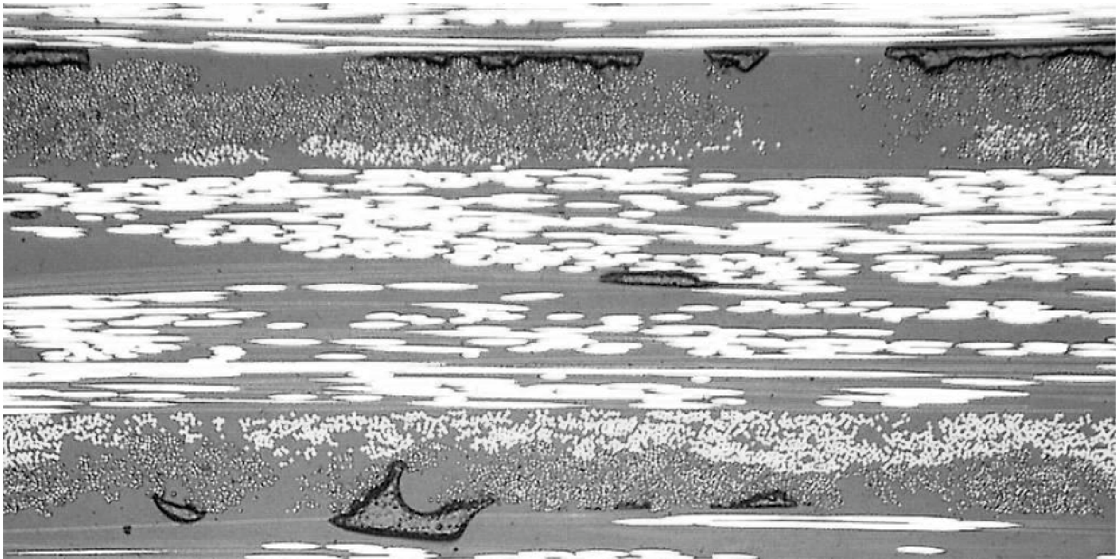


Abbildung 4.78: Schliffbild einer Probe mit 10 Gew.-% EPR 5390

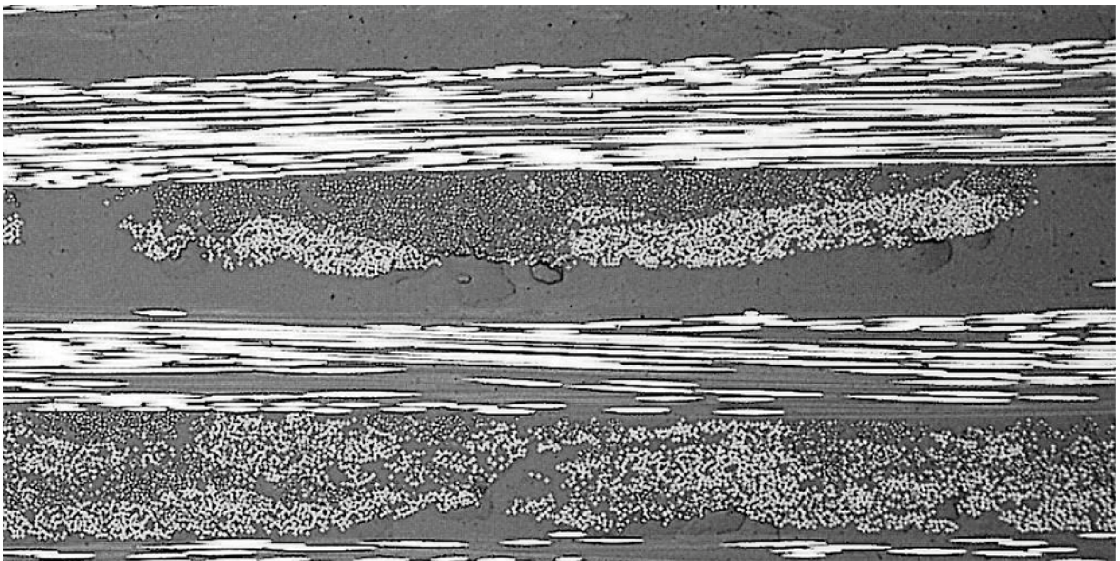


Abbildung 4.79: Schliffbild einer Probe mit 2 Gew.-% A9133

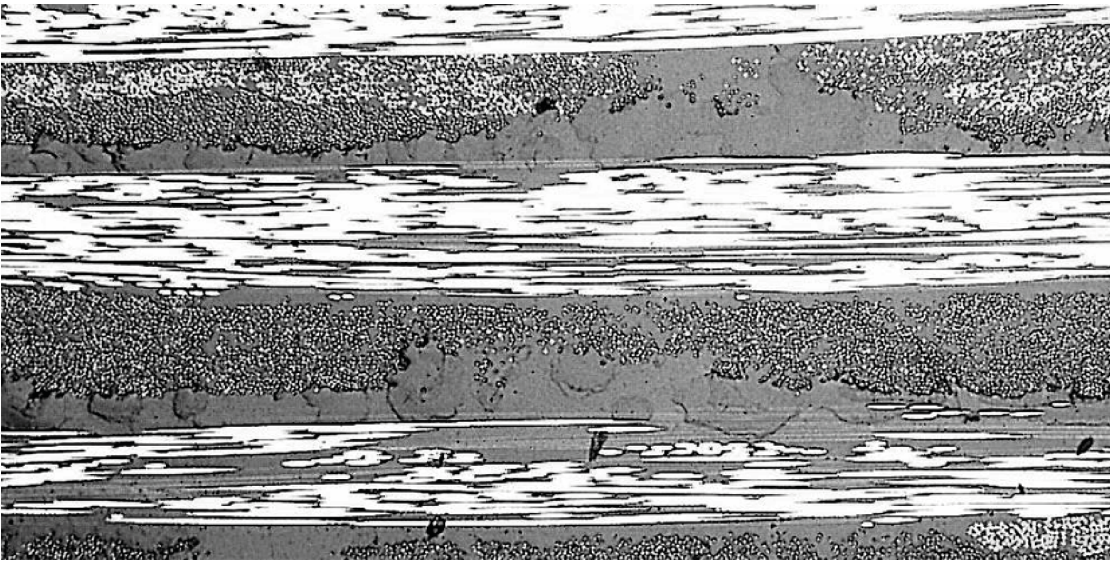


Abbildung 4.80: Schliffbild einer Probe mit 10 Gew.-% A9133

Vergleichsbinder und deswegen auch länger benötigen, um sich vollständig in der Matrix zu lösen. Dass ein Lösungsprozess stattgefunden hat, wird besonders deutlich in Abbildung 4.82. Die einzelnen Partikel sind relativ konturlos und zeichnen sich kaum gegen die Matrix ab.

Unabhängig vom Bindertyp werden alle im Abschnitt 4.1 diskutierten Charakteristika sichtbar. Die Binderpartikel erzeugen einen Abstand zwischen den einzelnen Verstärkungslagen. Teilweise dringen die Partikel unter Verdrängung der umgebenden Filamente und damit unter lokaler Kompaktierung der Rovings in die Verstärkungslage ein. Bei hohen Bindergehalten werden die durch die Partikel geschaffenen Zwischenräume zum Teil von weiteren Binderpartikeln wieder aufgefüllt. Für EPR 5390 sind keine klar abgegrenzten Binderpartikel mehr sichtbar. Vielmehr scheint der Binder im Aktivierungsprozess geflossen zu sein und hat sich durch Kapillarkräfte an der Halbzeugoberfläche verteilt.

Speichermodul, Verlustmodul, $\tan \delta$ der unverstärkten Proben

Es wird deutlich, dass die Faserverstärkung zwar einen realistischen Anwendungsfall darstellt, die Auswertung der Messungen aber behindert. Um Aussagen zu erhalten, die unbeeinflusst von der Faserverteilung in den jeweiligen Proben sind, werden daher DMA-Messungen an Reinharzproben durchgeführt. Der Aushärtezyklus entspricht dem Stan-

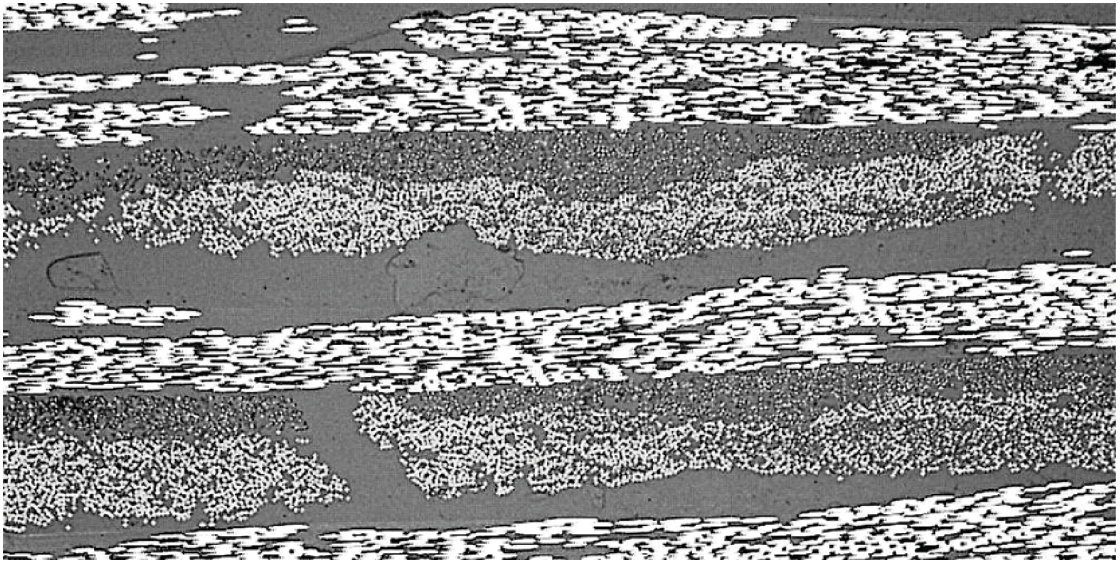


Abbildung 4.81: Schliffbild einer Probe mit 2 Gew.-% PKHP

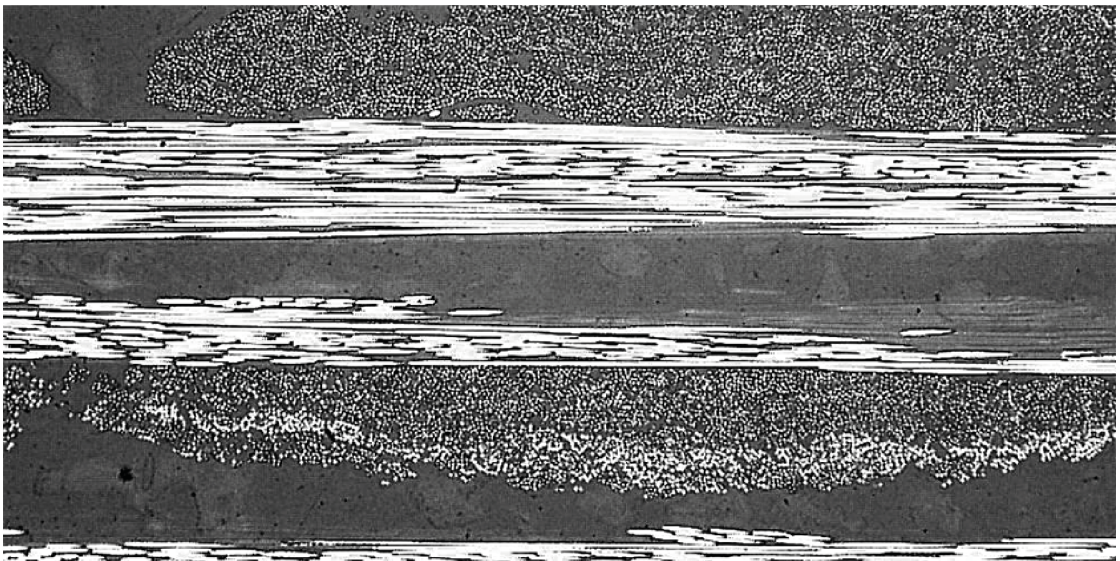


Abbildung 4.82: Schliffbild einer Probe mit 10 Gew.-% PKHP

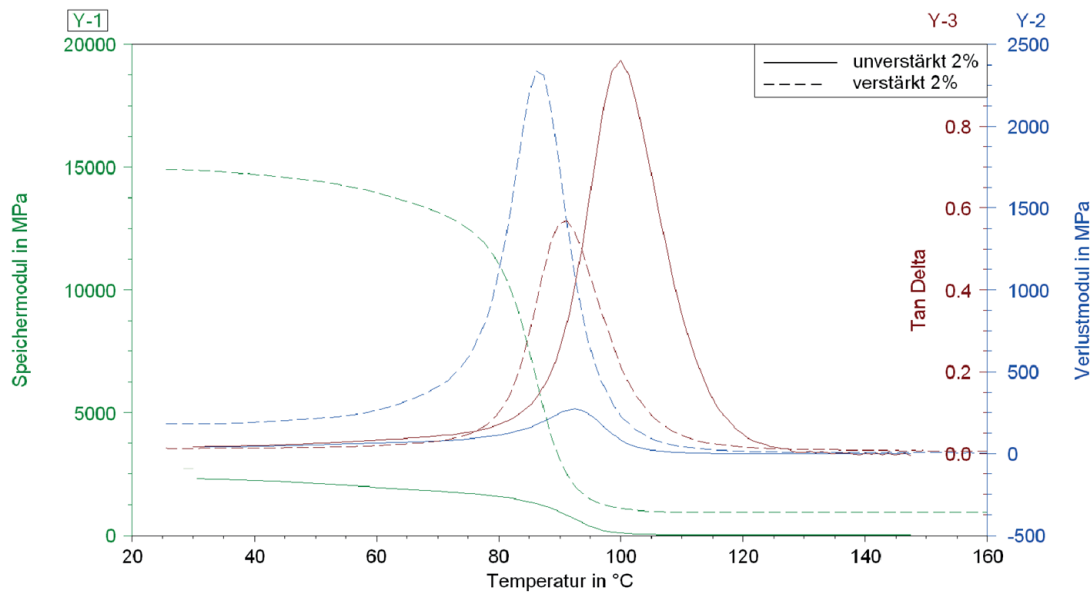


Abbildung 4.83: Vergleich der DMA-Ergebnisse einer verstärkten und einer unverstärkten Probe für einen Bindergehalt von 2 Gew.-% EPR 5390

dardzyklus der verstärkten Proben. Der Bindergehalt ist so gewählt, dass er dem Bindergehalt der verstärkten Proben entspricht. Das heißt zum Beispiel, 10 Gew.-% Bindergehalt sind auf das Flächengewicht der Faserverstärkung bezogen und führen bei einem Faservolumengehalt von ca. 41 % zu einem definierten Verhältnis von Binder zu Harz. Die mit 10 Gew.-% Bindergehalt betitelte Reinharzprobe weist ebenfalls dieses Verhältnis auf. Der auf das Gesamtprobengewicht bezogene Bindergehalt beträgt in diesem Fall aber nicht 10 Gew.-%.

In einem exemplarischen Vergleich beider Messungen (Abbildung 4.83) fällt insbesondere die verstärkende Wirkung der Fasern auf. Die Absolutwerte des Speichermoduls liegen bei den verstärkten Proben deutlich oberhalb der Werte der unverstärkten Proben. Darüber hinaus ist der prozentuale Abfall des Speichermoduls zwischen Raumtemperatur und des T_g -Onsets weniger stark. Für G' der verstärkten Proben bildet sich ein Plateau mit einem relativ späten Abfall. Die Streuung der Ergebnisse der unverstärkten Proben ist darüber hinaus deutlich geringer als die der verstärkten Proben.

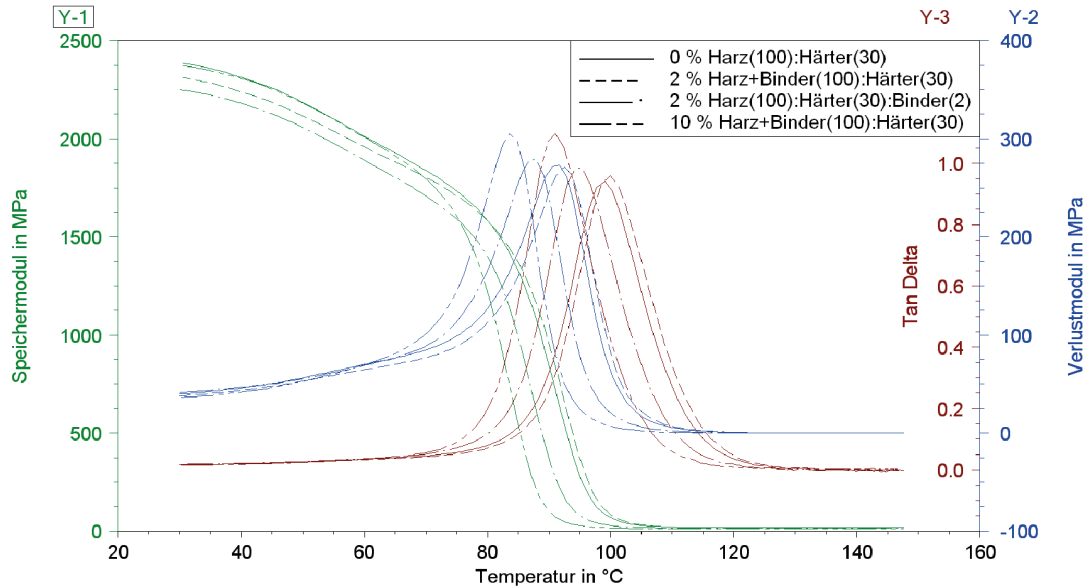


Abbildung 4.84: Vergleich der DMA-Ergebnisse für 4 verschiedene Harz-Härter-Binder-gemische von EPR 5390 und RIM 135

Glasübergang der unverstärkten Proben

Wichtiger als die Unterschiede der Moduln ist die Möglichkeit, die Änderung des T_g durch den Binder ohne störende Einflüsse aus der Faserverstärkung untersuchen zu können. Der typische Kurvenverlauf von G' , G'' sowie $\tan \delta$ ist in Abbildung 4.84 dargestellt. Tabelle 4.11 zeigt die Auswertung der Glasübergangstemperatur nach den drei Methoden. Dargestellt sind Durchschnittswerte aus jeweils mindestens drei Einzelmessungen.

Die Verschiebung des Glasübergangs zu niedrigeren Temperaturen mit zunehmendem Bindergehalt ist offensichtlich. Außerdem wird deutlich, dass ein Binderüberschuss einen gravierenden Einfluss auf den Glasübergang hat. Wird der Binder wie reines Harz behandelt und eine entsprechende Menge an Härter zugemischt (Harz und Binder entsprechen gemeinsam 100 Masseteilen und werden mit 30 Masseteilen Härter gemischt), dann kann der Binder mit dem bereitgestellten Härter abreagieren und in großem Umfang in das Netzwerk eingebaut werden. Eine signifikante Verschiebung des T_g ist für geringe Binder-mengen nicht zu beobachten. Wird hingegen der Binder zusätzlich zu der stöchiometrischen Harz-Härter-Mischung beigegeben, dann fehlt Härter und sowohl Harz als auch Binder können nicht vollständig ausreagieren, was zu einer Verringerung des T_g führt.

Tabelle 4.11: Ergebnisse der T_g -Messungen mittels DMA für verschiedene Harz-Härter-Bindergemische

#	Harz-Härter-Bindergemisch	Bindergehalt in Gew.-%	$T_{g\ 1}$ in °C	$T_{g\ 2}$ in °C	$T_{g\ 3}$ in °C	$\Delta T_{g\ 1}$ in °C	$\Delta T_{g\ 2}$ in °C	$\Delta T_{g\ 3}$ in °C
1	Harz(100): Härter(30)	0	91,43	91,49	99,05	0	0	0
2	Harz +Binder(100): Härter(30)	2	92,58	92,56	99,53	1,15	1,07	0,48
3	Harz(100): Härter(30): Binder(2)	2	86,81	87,32	94,45	-4,62	-4,17	-4,6
4	Harz +Binder(100): Härter(30)	10	83,37	83,36	91,09	-8,06	-8,13	-7,96

Weiterhin liefert diese Untersuchung einen Hinweis auf die Zusammenhänge, die zur Ausbildung der Schulter in der Verlustmodulkurve für 10 Gew.-% Bindergehalt bei den verstärkten Proben führen. Zunächst wird festgestellt, dass 100 Masseteilen eines Harz-Bindergemisches eine Härtermenge von 30 Masseteilen gegenübersteht. Außerdem liegt sämtlicher Binder im Harz gelöst vor. Binderpartikel sind nicht mehr vorhanden. Unter diesen Voraussetzungen bildet sich zwar keine Schulter mehr aus, eine T_g -Verringerung ist aber dennoch deutlich vorhanden.

Anscheinend ist der kleinere, zweite Peak in der Verlustmodulkurve in Abbildung 4.73 auf nicht gelösten Binder zurückzuführen, der noch als Partikel auf der Faseroberfläche vorhanden ist. Die Gründe für das ausschließliche Auftreten bei höheren Bindergehalten und auch dort nur am Probenauslass sind die verlangsamte Lösung der Partikel in dem ohnehin schon mit Binder angereicherten Harz sowie die kürzere Überströmdauer. Bis zur vollständigen Aushärtung der Matrix kann nur ein Teil der Binderpartikel in Lösung gehen, so dass eine Binderphase im Bauteil zurückbleibt. In der Reinharzprobe liegt sämtlicher Binder a priori in gelöster Form vor, so dass kein zweiter Peak sichtbar wird.

Unabhängig von der Ausbildung zweier Peaks in der Verlustmodulkurve verschiebt sich der T_g deutlich. Die Ursache hierfür ist in der Stöchiometrie der Matrixbestandteile zu suchen. Tabelle 4.12 gibt Auskunft über die notwendigen Daten zur exakten Berechnung der Härtermenge.

Theoretisch ergibt sich für ein konkretes Harz-Bindergemisch die benötigte Härter-

Tabelle 4.12: Stöchiometrische Kennwerte der Matrixkomponenten laut Datenblatt

	RIM 135 (Harz)	EPR 5390 EPR 5390	RIM 134 (Härter)	RIM 137 (Härter)
Epoxidäquivalent in g/Äquivalent	166-185	905 +/- 95	-	-
Aminwert in mg KOH/g	-	-	550-700	400-600

menge aus der mengenmäßigen Anpassung der entsprechenden funktionellen Gruppen aneinander. Allerdings ist die Schwankungsbreite der Kennwerte sehr groß, so dass keine genaue Aussage dazu getroffen werden kann. Weiterhin ist von Lösungs- und sich anschließenden Transportvorgängen des Binders in der Matrix auszugehen, so dass sich die Mengenverhältnisse im Bauteil zeitlich und räumlich unterscheiden. Eine global gültige Mischung ist demnach nicht möglich.

Aus diesem Grund wurde auf den Versuch einer Anpassung verzichtet und der Binder in den Versuchen #2 und #4 aus Tabelle 4.11 stattdessen wie Harz behandelt. Wegen des höheren Epoxidäquivalentes ergibt sich zwingend ein Härterüberschuss. Er ist am Einlass, wo der Binder ausgepült wird, ausgeprägter als am Auslass, wo sich der gelöste Binder sammelt. Für die unverstärkten Proben gibt es diese Unterscheidung nicht.

Es ist daher davon auszugehen, dass sämtlicher gelöster Binder auch mit dem Härter abreagieren kann und somit in das Matrixnetzwerk eingebaut wird. Dadurch verringert sich aufgrund der größeren Kettenlänge des Bindermoleküls die Vernetzungsdichte und der T_g sinkt. Nicht gelöster Binder bildet eine zweite Phase, die maximal an ihrer Oberfläche in das Netzwerk integriert ist. Im Volumen des verbliebenen Binderpartikels liegen die mechanischen Eigenschaften des reinen Binders vor. Deswegen ist am Auslass der verstärkten Proben ein zweiter Peak bei ca. 70 °C sichtbar, der bei den unverstärkten Proben nicht auftritt. Der zusätzlich im Bauteil vorhandene und nicht abreagierte Härter beeinflusst die mechanischen Eigenschaften der Matrix zusätzlich.

4.3.2 Interlaminare Scherfestigkeit

Neben der dynamisch mechanischen Analyse ist die Untersuchung in einem bruchmechanischen Test sinnvoll. Da lediglich vergleichende Aussagen getroffen werden sollen, ist die Verwendung des Dreipunktebiegetests mit kurzem Balken (SBST, Short Beam Shear Test) eine gute Methode, um mit relativ geringem Aufwand die Zwischenschichteigenschaften zu bestimmen.

Das Verfahren hat bekannte Probleme, die auch teilweise in den vorliegenden Tests

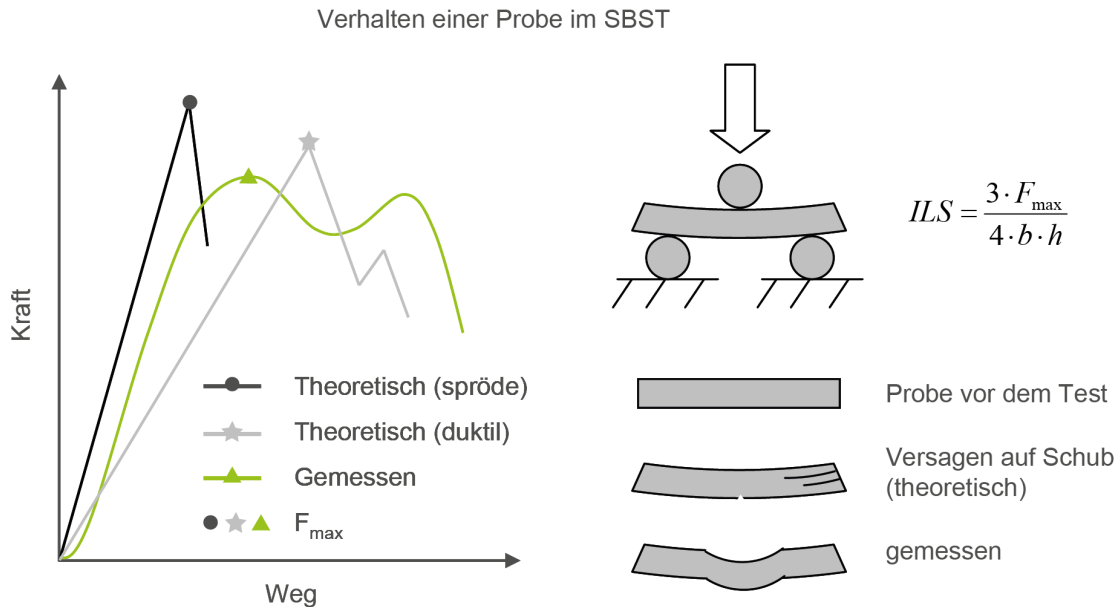


Abbildung 4.85: Schematische Darstellung der Kraft-Weg-Kurve eines SBS-Test und der dabei auftretenden Rissentwicklung

aufgetreten sind. Die wichtigste Abweichung vom Idealverhalten, die aufgetreten ist, ist die Versagensart. Theoretisch soll die Probe auf Schub versagen, was sich typischerweise durch Risse äußert, die am Probenrand beginnen und zur Probenmitte hin fortschreiten. Der Rissbeginn korreliert dabei mit der erzielten Maximalkraft, welche in die interlamina-re Scherfestigkeit (ILS) umgerechnet wird.

Tatsächlich haben die Proben aber auf eine kombinierte Druck-, Biege, Schubbelastung versagt, so dass die Grundvoraussetzungen zur Errechnung der ILS nicht erfüllt sind. Die gemessene Maximalkraft wird dennoch auf dem bekannten Weg zu einer interlamina-ren Scherfestigkeit verrechnet und als ILS* bezeichnet, um auf die Abweichung hinzuweisen (Abbildung 4.85).

Trotz der mit der unzulässigen Versagensart verbundenen Einschränkungen hinsichtlich der Ergebnisinterpretation lassen sich einige Hinweise auf den Einfluss von Binder auf die Zwischenschichteigenschaften gewinnen. Aus der starken Probenverformung lässt sich auf ihr duktilen Verhalten schließen. Die Vermutung von nicht vollständig ausgehärteten Proben liegt nahe. Aus diesem Grund wird eine entsprechende Studie mit verschiedenen Temperbedingungen durchgeführt.

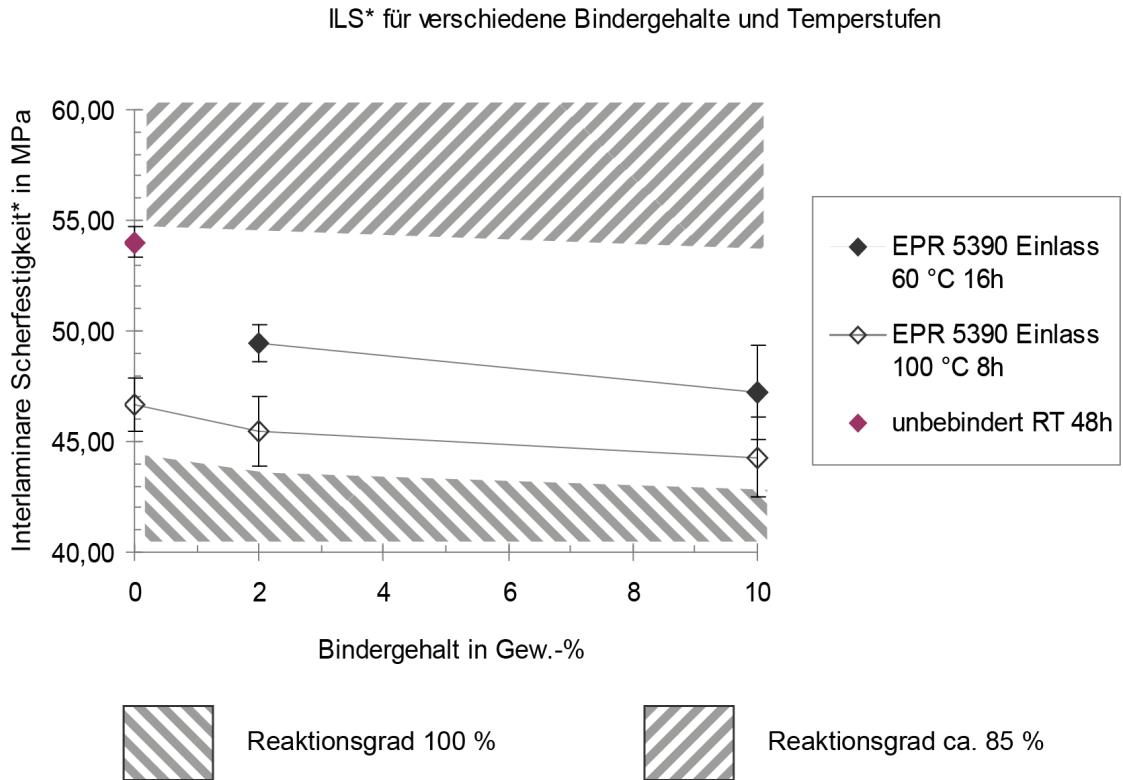


Abbildung 4.86: ILS* abhängig vom Bindergehalt und dem Aushärtegrad

DSC-Messungen zeigen für das raumtemperaturhärtende Harzsystem einen finalen T_g von ca. 85 °C. Wird diese Temperatur während des Temperzyklus nicht erreicht, so liegt der Bauteil- T_g niedriger, weswegen zwei verschiedene Temperstufen (ober- und unterhalb von 85 °C) überprüft werden. Der anwenderseitig relevante Zustand ist die vollständige Aushärtung der Probe. Zu diesem Zweck wird die Probe zunächst in der Form für 12 Stunden auf 60 °C erwärmt und nach der Entformung weitere 8 Stunden bei 100 °C bis zur vollständigen Aushärtung nachgetempert. Die unvollständige Aushärtung wird erreicht, indem die Probe in der Form für 16 Stunden ausschließlich bei 60 °C getempert wird. Schließlich wird eine Messung an einer bei Raumtemperatur gehärteten Probe durchgeführt. Der anhand von DSC-Messungen ermittelte Aushärtegrad bei Raumtemperatur beträgt lediglich ca. 85 %. Daher wird diese Variante nicht empfohlen.

Aus den Untersuchungen (Abbildung 4.86) wird zunächst deutlich, dass der Grad der Deformationen mit steigendem Aushärtegrad abnimmt. Dennoch werden die Proben auch

bei vollständiger Aushärtung auf unzulässige Art und Weise verformt. Die so ermittelte ILS* sinkt mit steigendem Aushärtegrad. Der Grund hierfür ist die wachsende Vernetzungsdichte mit steigendem Aushärtegrad. Das Matrixharz wird steifer, die maximale Verformbarkeit sinkt. Während dies für bestimmte mechanische Eigenschaften, z. B. Querkzug, von Vorteil ist, können andere Eigenschaften, wie hier die ILS, davon negativ beeinflusst werden.

Im Laufe der Aushärtungsreaktion des Harzes kommt es zur Volumenschwindung, wodurch Eigenspannungen im Bauteil entstehen können. Insbesondere das Faser-Matrix-Interface ist von solchen Spannungsüberhöhungen betroffen, so dass es dort zu einem frühzeitigen Versagen kommen kann. Ein teilausgehärtetes Harz besitzt größere Kettenlängen zwischen den Vernetzungspunkten und wegen der freien Kettenenden auch einen größeren Abstand zwischen den Kettensegmenten als ein vollausgehärtetes Harz. Die Risinitisierung wird durch diese Zähmodifizierung verzögert oder gänzlich unterbunden, da Spannungsspitzen besser abgebaut werden können. In der Folge steigt die ILS.

Binder, deren Präpolymere ebenfalls größere Kettenlängen aufweisen als die des unmodifizierten Harzes, können einen ähnlichen Effekt haben. Allerdings ist der gemessene Bindereinfluss deutlich geringer als der Einfluss der Aushärtebedingungen. Im Mittel liegt die ILS* für einen Bindergehalt von 2 Gew.-% EPR 5390 zwar unterhalb der unbebinderten Probe und die ILS* für 10 Gew.-% Bindergehalt wiederum darunter. Die Streubreite jedoch ist vergleichsweise hoch und die Signifikanz gering. In der gewählten Kombination von Faser, Harz und Binder sowie ihrer Menge, Anordnung und Verarbeitungsbedingungen ist der Bindereinfluss auf die ILS* also vernachlässigbar.

Weiterhin wird der Einfluss verschiedener Preformingparameter überprüft. Da die ILS eine Zwischenschichteigenschaft ist, kann die Binderlokalisation in der Zwischenschicht einen Einfluss auf sie haben. Die Binderlokalisation wird durch die Aktivierungsparameter beeinflusst. In dem vorliegenden Fall werden die Aktivierungsdauer und -temperatur jeweils in zwei Stufen variiert. Weiterhin bedecken kleinere Partikel bei gleichem Flächengewicht eine größere Halbzeugoberfläche und bilden so eine ausgeprägtere Binderzwischen-schicht als große Partikel, weswegen auch die Partikelgröße in drei Stufen variiert wird.

Die Ergebnisse dieser Untersuchung unterstützen die Vermutung, dass der Binder in der betrachteten Kombination von Materialtypen nur einen geringen Einfluss auf die ILS* hat (Abbildung 4.87). Unabhängig von den gewählten Preformingparametern schwanken die gemessenen Werte für 2 Gew.-% Bindergehalt EPR 5390 um den Wert der unbebinderten Referenz. Der Vergleich von verschiedenen Bauteilen, die unter gleichen Bedingungen hergestellt worden sind, offenbart den Prozesseinfluss auf die Bauteileigenschaften (Bauteil 2 und 10 sowie 3 und 8). Wird diese Schwankungsbreite bei der Bewertung der Signifikanz zu Grunde gelegt, so kann lediglich am Auslass der Probe mit 10 Gew.-% Bindergehalt ein

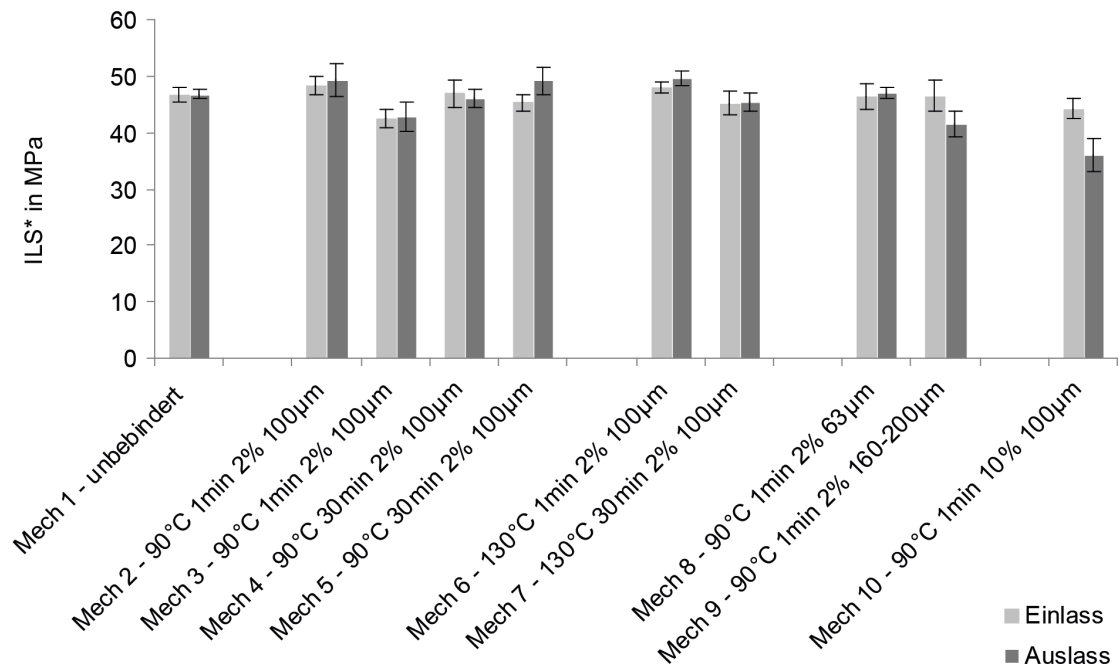


Abbildung 4.87: Auswertung der ILS* für verschiedene Preformingparameter bei Voll-aushärtung der Probe

Abfall der ILS* festgestellt werden. Die Erkenntnisse aus den DMA-Messungen bezüglich des Einflusses von im Matrixharz gelösten Binder EPR 5390 werden hier bestätigt.

Der in den DMA-Messungen beobachtete Einfluss des Bindertyps kann durch die Messungen der ILS* ebenfalls bestätigt werden. Neben dem bereits diskutierten Binder EPR 5390 werden PKHP und A9133 mit einem Bindergehalt von 2 und 10 Gew.-% getestet. Der Einsatz von PKHP als Binder erhöht die ILS* gegenüber der unbebinder-ten Referenz ebenso wie gegenüber EPR 5390. Diese Erhöhung ist unabhängig von der verwendeten Bindermenge. Im Gegensatz dazu steht A9133. Beim Einsatz von 2 Gew.-% Binder ist eine Erhöhung der ILS* über den Wert von EPR 5390 hinaus feststellbar. Dieser Wert sinkt für 10 Gew.-% Bindergehalt jedoch unterhalb das Vergleichsniveau von EPR 5390 (Abbildung 4.88).

Der Einfluss des Binders auf die mechanischen Eigenschaften geht demnach über blo-ße Lösungseffekte hinaus. Die Löslichkeit von EPR 5390 im Matrixharz kann durch die Gradienteneigenschaften der DMA-Proben nachgewiesen werden. Ein solcher Beweis ist

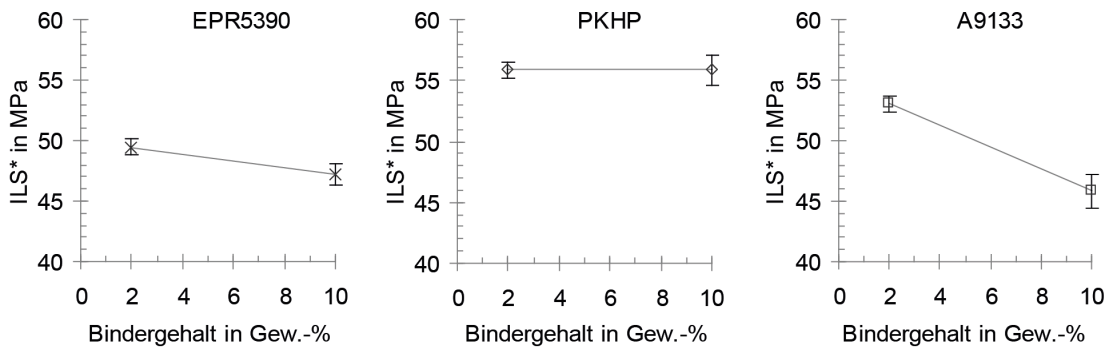


Abbildung 4.88: Ergebnisse der Messungen zur ILS* an verschiedenen Bindertypen und -gehalten von teilausgehärteten Proben

bei PKHP nicht möglich, dennoch ist es laut Herstellerangaben ebenfalls in Epoxidharz löslich. In diesem Vergleich kann das duromere A9133 als im Matrixharz unlöslich angesehen werden. Dennoch ist auch hier ein signifikanter Einfluss der Bindermenge vorhanden. Es kann spekuliert werden, dass das durch seine Aktivierung abreagierte Bindersystem A9133 nur in geringem Umfang eine chemische Bindung zum Matrixharz eingehen kann. Schon die verschiedenen Temperaturhorizonte (Aushärtung der Matrix bei RT–100 °C vs. Binderaktivierung bei 140 °C) in der Verarbeitung beider Materialien erschweren ihre Interaktion. Der Binder bildet somit eine geometrische Kerbe, wodurch die Zwischenschichteigenschaften herabgesetzt werden. In Abbildung 4.80 ist eine sehr deutliche Binderzwischen-schicht zu erkennen, deren Vorhandensein diese Schlussfolgerung unterstützt. Die Binder hingegen, die an- bzw. vollständig gelöst werden, können besser in das Matrixnetzwerk integriert werden. Insbesondere PKHP erlaubt aufgrund seiner chemischen Struktur eine Vielzahl von Bindungen an die Epoxidharzmatrix.

Für eine abschließende Bewertung des Einflusses von Binder auf die mechanischen Eigenschaften von Faserverbunden ist eine detaillierte mikromechanische sowie physikochemische Betrachtung zum Beispiel mittels DSC notwendig. Fragen zur Löslichkeit der Binder in der jeweiligen Matrix müssen genauso beantwortet werden wie das Benetzungsverhalten des Binders während der Injektionsphase oder die grundlegende chemische Interaktion aller Komponenten.

5 Fazit

Dieser Abschnitt ist in drei Teile gegliedert. Im ersten Teil werden die wichtigsten Ergebnisse zusammengefasst und bewertet. Im zweiten Teil wird der Ablauf eines generischen Testprogramms vorgestellt, mit dem unbekannte Binder untersucht werden können. Schließlich werden im dritten Teil häufige Fragestellungen zum Bindereinsatz auf Basis der in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse diskutiert.

5.1 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse

5.1.1 Preforming

1. Verschiedene Binder mit sehr breiter Eigenschaftsverteilung wurden getestet. Sie repräsentieren Binder mit niedriger bis hoher Aktivierungstemperatur, niedrigviskose bis pastöse Binder, thermoplastische und duromere Polymere, Pulver- und Vliesbinder. Das Spektrum der ausgewählten Binder erlaubt eine repräsentative Analyse der auf mechanisch-physikalischen Wirkprinzipien beruhenden Einflussnahme verschiedener Bindertypen auf die Preformeigenschaften.

Mit steigender Erkenntnisdichte wird die Binderauswahl kontinuierlich eingengt. Hinsichtlich einer breitbandigen wissenschaftlichen Untersuchung sind die Vliesbinder weniger flexibel als die Pulverbinder. Innerhalb der Gruppe der Pulverbinder trifft das gleiche auf die duromeren Systeme zu, weswegen die thermoplastischen Typen ausgewählt werden. Zwei Binder mit gegensätzlicher Charakteristik werden detailliert betrachtet. Der sehr weit verbreitete, niedrigviskose, bei geringer Temperatur schmelzende Pulverbinder EPR 5390 wird als primäre Referenz eingesetzt. Ihm zur Seite gestellt wird der hochviskose, bei erhöhter Temperatur schmelzende, grobkörnigere Pulverbinder PKHP. Die angewendete Methodik zur Vorauswahl der Binder nach ihren Temperatureinsatzgrenzen (DSC, TGA, Rheologie) lässt darüber hinaus bereits erste Schlüsse über das Verhalten des Binders im Zusammenspiel mit dem Verstärkungshalbzeug zu.

2. Verschiedene Tests wurden auf ihre Eignung zur Bewertung der Bindereigenschaften hin untersucht. In dieser Arbeit werden das Vorgehen bei der Durchführung sowie

die Ergebnisse von Schältest, 3-Punkt-Biegetest und Kompaktierungstest vorgestellt.

Zur Beantwortung von wissenschaftlichen Fragestellungen hat sich der Schältest als am besten geeignet erwiesen, da er die Eigenschaften der Zwischenschicht bewertet, also genau jenes Preformbereiches, in dem der Binder vorliegt. Obwohl allein die Aufgabe der Strukturfixierung im industriellen Umfeld bereits wichtig ist, muss die Geometriefixierung ebenfalls berücksichtigt werden. Hierfür können der 3-Punkt-Biegetest sowie der Kompaktierungstest gut eingesetzt werden. Sicherung ist ein weiteres Element der Geometriefixierung, das in dieser Arbeit jedoch nicht betrachtet wurde, da es zu unnötiger Komplexität in der Handhabung des Verstärkungshalbzeugs geführt hätte.

3. Die Zusammenhänge der Binderaktivierungsparameter mit den Preformeigenschaften sind intensiv beleuchtet worden. Modellvorstellungen zur Fixierwirkung des Binders unter den jeweiligen Belastungsarten (Schälen, Biegung, Kompaktierung) wurden entwickelt.

Mit Hilfe der Ergebnisse kann ein umfassendes Bild des Binderverhaltens während des Preformings gezeichnet werden. Die aufgezeigten Zusammenhänge helfen beim Entwurf und der Optimierung von Produktionsprozessen, indem sie die Komplexität der Interaktion von Material und Prozess aufdecken und somit mögliche Zielkonflikte deutlich machen.

In diesem Zusammenhang stehen auf Basis der zwei Parameter Aktivierungsdauer und Aktivierungstemperatur vier grundsätzlich verschiedene Aktivierungsstrategien zur Verfügung.

- a) Kalt und kurz: die Binderwirkung tritt, wenn überhaupt, aufgrund der mechanischen Deformation der Binderpartikel ein. Die Filamente werden in den Binder gepresst. Der auf der Halbzeugoberfläche aufgetragene Binder wirkt als Abstandhalter.
- b) Kalt und lang: unterscheidet sich nicht deutlich von a), da unterhalb des Binderschmelzpunktes kein signifikantes Fließen des Binders stattfindet.
- c) Heiß und kurz: der Binder wird an seiner Oberfläche schmelzflüssig. Dadurch können die Filamente umflossen werden, was zu einer größeren Kontaktfläche von Binder und Verstärkungsfäden führt und dadurch die immer noch vorhandene Einbettwirkung durch Deformation der Binderpartikel unterstützt.
- d) Heiß und lang: der gesamte Binderpartikel wird schmelzflüssig. Durch die lange Aktivierungsdauer führen die Kapillarkräfte zu einem signifikanten Binder-

fließen. Der Binder verteilt sich entsprechend der in dieser Richtung höheren Kapillarkräfte primär entlang der Halbzeugoberfläche, gelangt für sehr lange Aktivierungsdauern aber auch in die Tiefe der Rovings. Unter Umständen fließt der gesamte Binder in die Rovings ab, was die Schälkraft auf null sinken lässt. Die Abstandhalterwirkung verringert sich mit der Menge an abfließendem Binder.

5.1.2 Injektion

1. Umfangreiche kamerabasierte Permeabilitätsmessungen zur Bestimmung des Einflusses von Binder auf die Tränkeigenschaften eines technischen Textils unter Berücksichtigung der Binderaktivierungsparameter sind durchgeführt worden. Die Ergebnisse sind in sich schlüssig, stehen aber teilweise im Widerspruch zum Literaturstand. Diese Diskrepanz kann vielfach durch eine Neubewertung des Quellmaterials beseitigt werden.

Im Einzelnen wurden konkurrierende Mechanismen identifiziert, die sowohl zu einer Permeabilitätserrhöhung als auch zu einer Permeabilitätsverringerrung durch die Verwendung von Binder führen können. Dabei ist dieser Zusammenhang nicht ausschließlich auf die Bindertypen zurückzuführen. Während einzelne Materialparameter (z.B. die Partikelgrößenverteilung) direkten Einfluss nehmen, wirken andere Materialparameter (z.B. die Binderviskosität) indirekt, indem sie bestimmte Werte für die Prozessparameter (Aktivierungstemperatur und -dauer) erforderlich machen. Diese Einstellungen beeinflussen wiederum das Verhalten des Verstärkungstextils, so dass, auch wenn dieser hier nicht untersucht worden ist, ein Einfluss des Verstärkungshalbzeugs vermutet werden kann.

Es wird eine Auswertemethodik vorgeschlagen, die die Besonderheiten der teilweise inhomogenen Verstärkungsstrukturen berücksichtigt. Die Permeabilität sollte über der tatsächlichen Porosität angegeben werden. Lokale Flächengewichtsschwankungen, Abweichungen der Kavitätshöhe oder variierende Bindergehalte können dadurch erfasst und ihr Einfluss auf die Permeabilität dargestellt werden. Wird diese Methodik nicht angewendet, können Falschaussagen die Folge sein.

Die Ergebnisse verdeutlichen die Komplexität der Interaktion der einzelnen Material- und Prozessparameter. Um sämtliche Einflüsse in einem physikalisch begründeten Modell darstellen zu können, wären gekoppelte Modelle notwendig. Eine solche Simulation befindet sich für unbedinderte Verstärkungstextilien im Aufbau, für bedinderte Preforms existiert sie bislang nicht. Ohnehin erscheint ihre Entwicklung und Anwendung wegen der vielen notwendigen Eingabewerte, welche alle im Vorfeld

experimentell bestimmt werden müssen, impraktikabel. Dies gilt umso mehr, je weniger gleichartige Proben untersucht werden sollen. Im Gegensatz dazu erlaubt die experimentelle Bestimmung der Permeabilität bei den gewünschten Randbedingungen eine sehr präzise Aussage innerhalb weniger Stunden und ist durch angelernte Kräfte durchführbar. Voraussetzung hierfür ist eine geeignete Messvorrichtung.

2. Basierend auf den Erfahrungen mit der bisherigen Permeabilitätsmessvorrichtung ist eine vollkommen neue Anlage entwickelt worden. Die Konstruktion erfolgte nach den Gesichtspunkten verbesserte Qualität der Messergebnisse durch Steifigkeitserhöhung des Aufbaus, beschleunigter Testablauf durch Mechanisierung von ehemals händischen Tätigkeiten sowie geringe Investitionskosten durch Nutzung vorhandener Infrastruktur.

Die neue Permeabilitätsmesseinrichtung erfüllt die an sie gestellten Erwartungen in vollem Umfang. Die Erhöhung des Flächenträgheitsmomentes der Komponenten reduziert ihre Verformung. Bei typischen Faservolumengehalten bis zu 65 % führt dies zu einer Verringerung der theoretischen Durchbiegung von 0,06 mm auf 0,006 mm für die Bodenplatte und von 0,06 mm auf 0,039 mm für den Deckel. Diese Werte gelten für einen in der Realität nicht auftretenden Belastungsfall ohne Abstandhalter. Die tatsächliche Durchbiegung liegt weit darunter und ist von ca. 0,02 mm bis 0,1 mm im bisherigen Aufbau auf einen Wert gesunken, der mit den zur Verfügung stehenden Messmitteln nicht mehr bestimmt werden kann. Die Verwendung präziserer Abstandhalter sowie von feingeschliffenen, planparallelen Arbeitsplatten hat die Dickentoleranzen weiter verringert. Der Einsatz einer hydraulischen Spannvorrichtung sowie von Linearführungen hat die Reproduzierbarkeit der Probenverspannung erhöht.

Mit der neuentwickelten Anlage konnte der Zeitbedarf für die Arbeitsvorbereitung um ca. 50 % verringert werden. Die Anlage ist durch eine Person anstelle von zwei Personen bedienbar, so dass auch der Personalbedarf gesunken ist. Darüber hinaus baut die neue Anlage kompakter, so dass 1,5 Messstationen auf der Fläche einer alten Station realisiert werden konnten. Der Flächenbedarf ist somit ebenfalls reduziert.

Die Permeabilitätsmesseinrichtung ist sehr flexibel und ermöglicht Messungen sowohl in 1D als auch 2D in der Ebene von textilen Flächenhalbzeugen. Die möglichen Probendicken können zwischen 1 mm und bis zu 30 mm in 1D und von 0 bis 30 mm in 2D betragen, was für Forschungszwecke von besonderer Bedeutung ist. Ein Alleinstellungsmerkmal ist die Abdichtung, welche Racetracking sicher verhindert. In Kombination mit einer semi-automatisierten Bildanalyse und einem neuen Industriekamera- und Sensoriksystem sind mit der entwickelten Permeabili-

tätsmessanlage anspruchsvolle Messaufgaben mit höherer Qualität, in kürzerer Zeit und zu geringeren Kosten umsetzbar als mit dem alten System.

Für eine Anwendung im industriellen Umfeld ist eine vollständige Automatisierung wünschenswert. Für die 2D-Messaufgabe ist dies sofort durch den Einbau von Antrieben und einer robotergestützten Preformzufuhr realisierbar. Für die 1D-Messaufgabe muss zusätzlich das Erzeugen der Abdichtung automatisiert werden. Angesichts des notwendigen maschinenbaulichen Aufwands erscheint eine solche Maßnahme nur bei mehreren hundert oder tausend Messungen pro Jahr ökonomisch.

3. Eine neue Methode zur Ermittlung der Permeabilität von Preformen in der Faser-verbundfertigung wurde vorgestellt. Die aus der Kristallographie bekannte Technik der Korngrößenbestimmung wurde hierfür adaptiert. Es wird ein Schliffbild einer Probe erzeugt. Die Geometrie der Rovings wird in ein CAD-Programm übertragen und dort dreidimensional modelliert. Auf Basis dieser Geometrie wird eine Fließsimulation in einem CFD-Programm durchgeführt.

Die Modellierung der Makrofließkanäle allein genügt nicht, um die experimentell ermittelten Werte nachzubilden. Werden aber die Mikrofließkanäle durch das Modell von Gebart berücksichtigt, so liefert bereits ein isotroper Ansatz zufriedenstellende Ergebnisse. Wird dieser auf ein anisotropes Modell erweitert, so sind die Regressionsgeraden der individuellen Messungen und der individuellen Simulationen nahezu deckungsgleich.

Diese vielversprechenden Ergebnisse müssen an weiteren Halbzeuggeometrien überprüft und die Limitierungen des Ansatzes weiter erforscht werden. Die vorgestellten Ergebnisse wurden an einem vergleichsweise simplen Halbzeug (Gelege, Orientierung in 0° und 90°) ermittelt. Dadurch war es möglich mit relativ wenigen Schliffbildern eine gute Repräsentation der Fließkanalverteilung im Bauteil zu erhalten. Von 0 und 90 Grad abweichende Verstärkungsfadenorientierungen können durch Transformation des mit dem Gebartmodell ermittelten Permeabilitätstensors eines Rovings berücksichtigt werden. Komplexere Halbzeuge (Gewebe, Geflechte etc.) bedürfen sicherlich einer größeren untersuchten Schliffbildfläche. Eine Korrelation der Halbzeughomogenität mit der benötigten Schliffbildfläche wäre wünschenswert. Dieses Verfahren wird die Permeabilitätsmessung oder andere Simulationsmethoden nicht vollständig ersetzen können. In den Fällen aber, in denen z. B. zu Qualitätssicherungszwecken ohnehin Schliffbilder angefertigt werden, könnte es die Bestimmung der Permeabilität ohne eine entsprechende Messanlage ermöglichen und damit zu Zeit- und Kostenvorteilen führen. Darüber hinaus ist die Berücksichtigung der Eigenschaftsverteilung der textilen Verstärkungshalbzeuge verfahrensinhärent

sichergestellt. Die Implementierung von statistischen Modellen in eine Permeabilitätssimulation entfällt dadurch. Weiteres Entwicklungspotential besteht im Hinblick auf eine automatisierte Bildverarbeitung der Mikroschliffe.

5.1.3 Bauteileigenschaften

Die Ergebnisse der mechanischen Tests (DMA, SBST) an Couponproben zeigen, dass der Binder unter bestimmten Umständen einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Bauteils haben kann. Bei einem Bindergehalt von 2 Gew.-% ist der Einfluss von EPR 5390 in den untersuchten Proben aber gering, teilweise sogar geringer als die Schwankung zwischen einzelnen Proben oder als der Aushärtezyklus. Für einen Bindergehalt von 10 Gew.-% können deutliche Indizien für das Anlösen und Ausspülen von Binder gefunden werden. Es bildet sich in Fließrichtung ein Gradientenwerkstoff.

Obwohl der Versuch zur interlaminaren Scherfestigkeit keine normgerechten Ergebnisse liefert, können aus ihm dennoch verwertbare Schlussfolgerungen gezogen werden. Bedeutsam ist, dass keine pauschalen Aussagen zum Einfluss von Binder im Allgemeinen möglich sind, sondern immer die konkrete Materialkombination betrachtet werden muss. Das gleiche gilt für die Ergebnisse der DMA-Untersuchungen, in denen ein Binder deutliche Hinweise auf Lösungsprozesse aufweist und die anderen nicht. Diese Erkenntnis muss entweder bei der Binderauswahl, in der Angussstrategie oder beim Bebindermuster berücksichtigt werden, sollen Eigenschaftsgradienten über dem Fließweg minimiert werden. Sie kann aber auch, z. B. in Kombination mit einer Matrixmodifikation durch einen optimierten Binder, gezielt zur Eigenschaftsverbesserung im Bauteil genutzt werden.

In jedem Fall müssen die beteiligten Lösungsprozesse für eine Vorhersage der Bauteileigenschaften noch eingehender untersucht werden. Die dabei ablaufenden Vorgänge können in der vorliegenden Arbeit mit ihrer mechanisch-physikalischen Sichtweise und ihrem Fokus auf das Preforming nicht behandelt werden.

Das generelle Vorgehen der Kombination von thermo-analytischer und bruchmechanischer Methode ist zielführend für die Bewertung des Bindereinflusses. In Abwandlung zum hier vorgestellten Versuchsplan sollte aber, trotz höheren Aufwandes, dem G_{1c} -Test der Vorzug gegenüber dem SBST gegeben werden.

5.2 Experimenteller Ablauf zur Auswahl eines Binders und der Verarbeitungsparameter

In den vorangegangenen Abschnitten ist deutlich geworden, dass verschiedene Binder auf sehr komplexe Art und Weise mit den anderen Materialien im Prozess interagieren.

Für die Auswahl eines konkreten Binders, der auf seine Aufgaben optimal abgestimmt ist, ist die detaillierte Kenntnis dieser Interaktionen unerlässlich. Daher ist eine genaue Charakterisierung des Binderverhaltens notwendig. Hierfür wird im Folgenden ein Testprogramm (Abbildung 5.1) vorgestellt, mit dem die grundlegenden Eigenschaften ermittelt werden können. Dieses Programm nimmt keine Rücksicht auf eventuell bestehende technische oder wirtschaftliche Rahmenbedingungen und sollte daher auf den jeweiligen Anwendungsfall angepasst werden.

Die Basis aller Untersuchungen bildet die grundlegende Charakterisierung der Materialeigenschaften. Hierfür werden die thermo-mechanischen, rheologischen und chemischen Eigenschaften des Binders analysiert. Daraus ergeben sich ein Prozessfenster, in dem der Binder verarbeitet werden kann, und eine erste Vorstellung von seiner Fixierwirkung in der Preform.

Von besonderer Bedeutung sind die temperaturabhängigen Eigenschaften der Binderschmelze. Unterhalb der Schmelztemperatur und oberhalb der Zersetzungstemperatur ist der Bindereinsatz z. B. nicht sinnvoll. Der Temperaturbereich dazwischen wird primär durch den Viskositätsverlauf beschrieben. Daneben können erste Erkenntnisse zur Duktilität oder Löslichkeit des Binders gewonnen werden.

Das so ermittelte Prozessfenster wird in den darauf folgenden Experimenten zum Preforming als Basis für eine Parameterstudie genutzt. Entscheidend sind die mechanischen Eigenschaften der Preform hinsichtlich der beiden Aufgaben Strukturfixierung und Geometriefixierung. Sie werden hauptsächlich durch das Binderfließverhalten unter verschiedenen Aktivierungsparametern (Dauer und Temperatur) beeinflusst. Das Ziel ist, die optimalen Prozessparameter zu finden. Üblicherweise sind diese erreicht, wenn der Bindereinsatz zur prozesssicheren Erfüllung der beiden Fixieraufgaben minimal ist. Das Schälkraftmaximum liefert ein gutes Indiz hierfür. Es kann für einen bestimmten Bindergehalt sowohl abhängig von der Aktivierungsdauer als auch von der Aktivierungstemperatur ermittelt werden, wobei Letzteres die schnellere Methode darstellt.

Im nächsten Schritt wird der Einfluss der Preformingparameter auf das Tränkungsverhalten der Preform überprüft. Zum einen sind die geometrischen Verhältnisse in der Preform (Porosität, Anordnung der Fließkanäle, Verhältnis von Makro- / Mikrokanäle) entscheidend. Zum anderen ist das Fluidverhalten selbst von Bedeutung. Für die Prozessauslegung sind sowohl die Absolutwerte als auch die Ergebnisse von Fallstudien wichtig, da für verschiedene Preforming- und Bebinderungsszenarien jeweils unterschiedliche Anguss- und Entlüftungsstrategien notwendig sein können.

Schließlich müssen die mechanischen Eigenschaften der Bauteile betrachtet werden. Relevant sind die Matrix- und Zwischenschichteigenschaften, da der Binder hauptsächlich diese beeinflusst.

Über diese einzelnen Testebenen hinweg muss weiterhin eine durchgängige Betrachtung

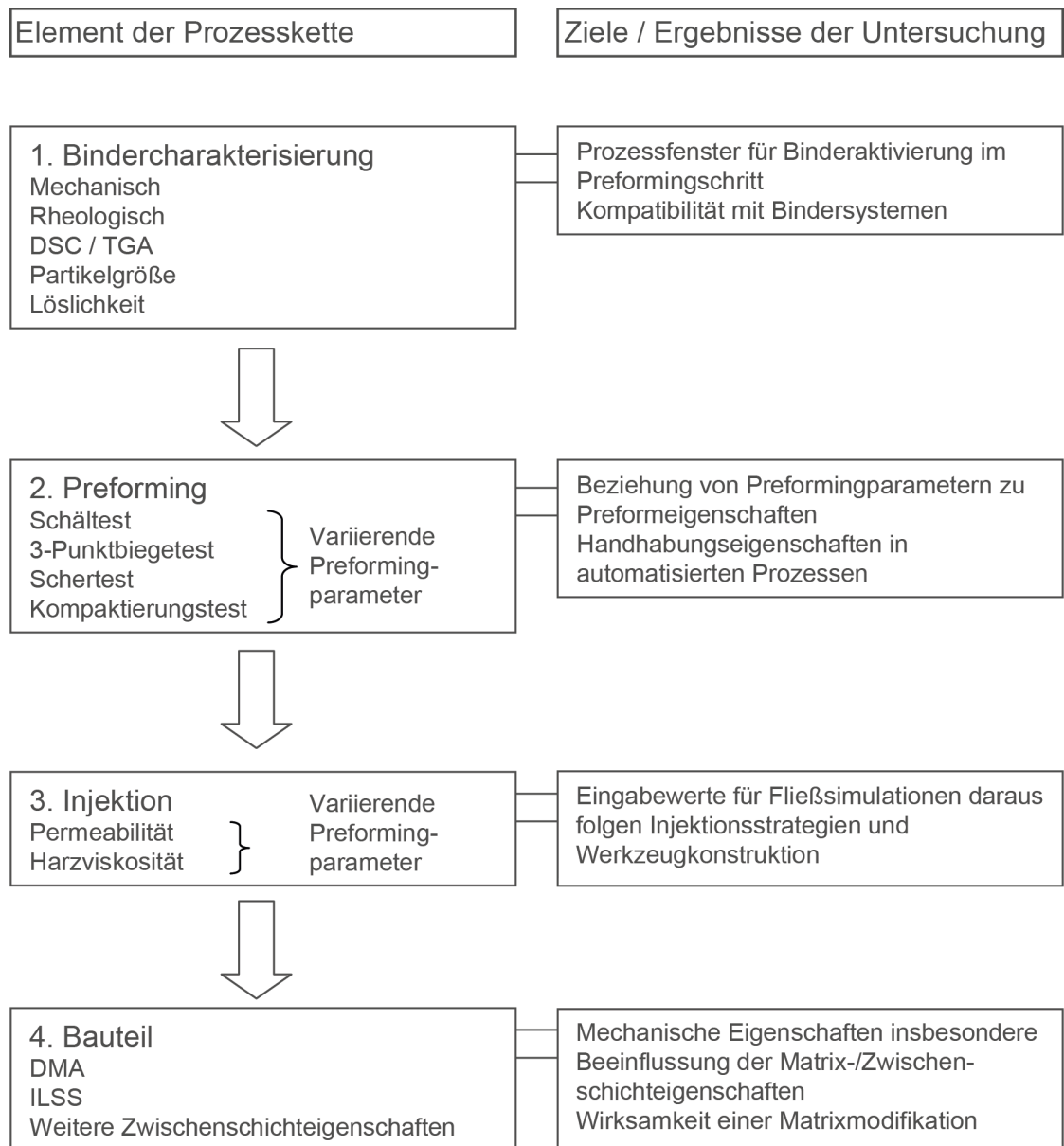


Abbildung 5.1: Generisches Testprogramm zur Ermittlung des Binderverhaltens

erfolgen, da sich die Einflüsse selten nur auf eine Ebene erstrecken. Wird zum Beispiel bei der Untersuchung der Binder und Matrixkompatibilität festgestellt, dass der Binder in der Matrix löslich ist, so muss im Folgenden auf die Verschiebefestigkeit der Preform geachtet werden. Bei hohen Injektionstemperaturen und großen Injektionsdrücken, kann der Binder schnell ausgewaschen werden, was u. U. zu Faserondulationen und herabgesetzten mechanischen Eigenschaften im Angussbereich führt. Dieses einfache Beispiel zeigt, wie stark die Abhängigkeiten über die Grenzen der jeweiligen Prozessschritte hinweg sind.

Die Auswahl eines Binders kann vollkommen ergebnisoffen stattfinden. In diesem Fall erfolgt ein umfangreiches Screening aller verfügbaren Binder. Da deren Anzahl sehr hoch ist, wird aber empfohlen, zunächst eine Vorauswahl anhand der folgenden Kriterien zu treffen:

1. Pulverbinder / Vliesbinder
2. Reaktiver Binder / nicht reaktiver Binder
3. Binder im Matrixharz löslich / nicht löslich
4. Global einheitliche Bebinderung / lokale Bebinderungsmuster

5.3 Allgemeine Betrachtungen zum Einsatz von Binder

5.3.1 Pulverbinder / Vliesbinder

Pulver und Vliesbinder stellen die beiden gebräuchlichsten Binderformen mit unterschiedlichen Vor- und Nachteilen dar. Neben den Materialeigenschaften sind dies hauptsächlich die Handhabungseigenschaften. Bei der Verwendung von Pulverbindern müssen wegen der Staubeentwicklung spezielle Arbeitsschutzmaßnahmen ergriffen werden. Allerdings sind lokale Bebinderung oder spezielle Bebinderungsmuster mit Pulverbindern und entsprechenden Auftragsmasken einfacher zu erzielen.

Beide Binderformen können in einem weiten Einsatzbereich verwendet werden und erreichen dort eine ähnliche Leistungsfähigkeit. Besondere Vorteile der Pulverbinder liegen bei geringen oder individuellen Flächengewichten, da die Vliesbinder nicht beliebig niedrig dosiert werden können. Der aktuelle Standard liegt bei 6 g/m² Vliesbinderflächengewicht. Weitere typische Flächengewichte sind 12 und 24 g/m². Für schwere Multiaxialgelege (z. B. 2000 g/m²) ist dies oft niedrig genug, bei sehr feinen Einzellagen (<100 g/m²) steigt der Binderanteil am Gesamtflächengewicht aber stark an. Ein wichtiger Aspekt bei der Verwendung von Vliesbindern ist die oftmals leichtere Integration in bestehende Anlagenkonzepte. Vliesbinder können ebenso wie die Verstärkungshalbzeuge über textile

Verarbeitungsverfahren bearbeitet werden. Beides ist vorkonfektionierte Rollenware. Die Prozessautomatisierung kann sich daher auf ähnliche Konzepte stützen.

Unabhängig von diesen Überlegungen können beide Varianten auch direkt vom Halbzeughersteller auf die Verstärkungslage aufgebracht werden. Der Binder wird in diesem Fall bereits einmalig aktiviert, um eine Anhaftung am Substrat zu gewährleisten, so dass nur Binder mit thermoplastischem Verhalten hierfür in Frage kommen.

5.3.2 Reaktiver Binder / nicht reaktiver Binder und im Matrixharz löslicher / nicht löslicher Binder

Die Entscheidung darüber, ob ein reaktiver oder ein sich thermoplastisch verhaltender Binder eingesetzt werden soll, ist eng verknüpft mit den Überlegungen zur Löslichkeit des Binders im Matrixharz und der Bildung von Gradienten im Bauteil.

Um einen Gradientenwerkstoff über der Fließlänge zu vermeiden, sollte die Matrixtemperatur während der Injektion deutlich unterhalb des T^m des Binders liegen. Eine Gradientenbildung kann dadurch zwar nicht immer vollständig vermieden werden, wie das Beispiel des *EPR 5390/RIM 135* in dieser Arbeit zeigt. Die Höhe des Gradienten wird aber zumindest reduziert. Unabhängig davon kann der Binder während der Aushärtephase in Lösung gehen. Dadurch kann die Kerbwirkung verringert werden, da sich lokale Gradienten in der Binderpartikelumgebung bilden und Eigenschaftssprünge somit abgemildert werden.

Bei nicht löslichem Binder muss auf die vollständige Benetzung der Binderpartikel geachtet werden. Eine Restreaktionsfähigkeit an der Oberfläche der Binderpartikel erscheint vorteilhaft, um den Binder besser in das Matrixnetzwerk integrieren zu können. Der Binderaktivierungsprozess sollte also auf die Reaktionskinetik des Binders abgestimmt werden. Darüber hinaus sollte der Binder- T_g oberhalb der Aushärtetemperatur des Matrixharzes und damit auch oberhalb des Matrix- T_g liegen. Dadurch wird das Wegschrumpfen des Binders von der Matrix während der Tempervorgänge verhindert. Gleichzeitig wird der globale Matrix- T_g so nicht reduziert.

5.3.3 Global einheitliche Bebinderung / lokale Bebinderungsmuster

In den meisten Fällen wird eine homogene Bebinderung das Mittel der Wahl sein. Sie kann mit geringem Aufwand erzielt werden und löst die Mehrzahl der gestellten Anforderungen zuverlässig.

Für spezielle Preformingkonzepte, die aufgrund ihrer Umformkinematik sowohl verformbare als auch nicht verformbare Halbzeugbereiche benötigen, können individuelle Bebinderungsmuster notwendig sein. Auch können besonders hohe Rückstellkräfte in ausge-

wählten Preformbereichen eine lokal höhere Bindermenge erforderlich machen. Schließlich wird gerade im Bestreben, eine niedrige Gesamtbindermenge zu erreichen, eine anforderungsgerechte Binderverteilung eine wichtige Voraussetzung sein.

5.3.4 Bindermenge

Eine optimale Bindermenge lässt sich nicht pauschal festlegen. Aktuell liegen übliche Bindergehalte bei 2–5 Gew.-% mit Tendenz zu niedrigeren Werten. Dieser Trend wird weiterhin anhalten. Neben wirtschaftlichen Aspekten ist die Unsicherheit über die verschiedenen Einflüsse von Binder ein Grund hierfür.

In diesem Zusammenhang zeigen die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit, dass allein die optimale Ausnutzung des eingesetzten Binders durch die Wahl geeigneter Aktivierungsparameter die betrachteten mechanischen Eigenschaften der Preform um ein vielfaches Erhöhen kann. Die benötigte Bindermenge reduziert sich entsprechend.

Der maximale Wirkungsgrad des Binders lässt sich durch eine bestimmte Kombination von Binderaktivierungsdauer und Aktivierungstemperatur erreichen. An diesem Punkt liegen optimale geometrische Verhältnisse von Binder und Verstärkungsfaden vor. Die Binderwirkung tritt als Kombination von Adhäsion und Formschluss auf.

Inwieweit die Bindermenge, die Binderverteilung oder die Aktivierungsparameter genutzt werden können, um den Fließfrontverlauf zu modifizieren, ist bislang ungeklärt. Das Potential ist aufgrund der von diesen Parametern abhängigen Permeabilität zumindest gegeben.

5.3.5 Übertragung der Ergebnisse auf andere Faserarten

Die an dem in dieser Arbeit genutzten Kohlenstofffaserverstärkungshalbzeug ermittelten Werte lassen sich auf andere Materialklassen übertragen. Die dargestellten Zusammenhänge sind hauptsächlich mechanisch-physikalischer Natur, demnach kann der Einfluss des Verstärkungsfadenmaterials gegenüber dem Einfluss der Verstärkungsfadengeometrie vernachlässigt werden. Dies gilt umso mehr, da die Verstärkungsfäden mit einer an das Matrixsystem angepassten Schlichte überzogen sind, der Binder mithin also gar nicht in direkten Kontakt mit ihnen tritt. Die genaue chemische Zusammensetzung der Schlichte ist meist unbekannt, so dass eine Restunsicherheit bezüglich der Übertragbarkeit besteht.

Die Bedeutung der geometrischen Faktoren hingegen lässt sich mit größerer Gewissheit ermitteln. Der übliche Durchmesser von Kohlenstofffasern beträgt 7 µm und 13–20 µm für Glasfasern. Bei gleichen Packungen ergeben sich daraus größere Kapillardurchmesser für die Glasfasern und somit geringere Kapillardrucke. Die von den Kapillarkräften abhängigen Binderverformungsprozesse laufen in Glasfaserhalbzeugen daher deutlich ver-

langsam ab.

Bei Glasfaserhalbzeugen wird die Binderwirkung daher verstärkt auf Adhäsion beruhen, da formschlüssige Verbindungen durch das Umfließen von Filamenten seltener auftreten. Einerseits liegt das an den verringerten Kapillarkräften, andererseits muss der Binder wegen des größeren Filamentdurchmessers längere Strecken fließen und größere Volumina füllen. Um dennoch Fixierwirkung auch auf Basis von Formschluss zu erhalten, können größere Binderpartikeldurchmesser eine Lösung sein.

5.3.6 Binderauswahl ohne weitere Randbedingungen

Falls keine weiteren Vorgaben existieren, ist das Fazit dieser Arbeit, einen thermoplastischen Binder mit 1–2 Gew.-% des Flächengewichtes des Halbzeugs zu verwenden. Er sollte in der Matrix löslich sein, aber erst im vollständig gefüllten Bauteil in Lösung gehen. Während der Injektionsphase sollte der Binder sich nicht signifikant im Matrixharz lösen, so dass er durch seine Abstandhalterwirkung als Fließhilfe agieren kann und sich später kein Gradientenwerkstoff ergibt. Der Binder- T_m sollte daher oberhalb der Injektionstemperatur des Harzes und im Bereich der Tempertemperatur liegen. Für eine vollständige Aushärtung des Matrixharzes muss oberhalb des gewünschten Harz- T_g getempert werden, so dass der Binder- T_m oder bei Bedarf der Binder- T_g etwa 10 bis 20 °C darüber liegen sollte. Die Binderaktivierung sollte so erfolgen, dass leichtes Binderfließen möglich ist, aber dennoch Binder zwischen den Halbzeuglagen verbleibt und durch den Pressdruck deformiert wird. Hierfür muss ein Kompromiss aus kurzen Prozesszeiten (hohe Aktivierungstemperatur, kurze Aktivierungsdauer) und hoher Prozesssicherheit (niedrige Aktivierungstemperatur, lange Aktivierungsdauer) gefunden werden.

Literaturverzeichnis

- [1] DIN EN ISO 14130. Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit nach dem Dreipunktverfahren mit kurzem Balken (ISO 14130:1997) , Ausgabe 1997.
- [2] DIN EN ISO 178. Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften (ISO 178:2010 + Amd.1:2013) , Ausgabe 2013.
- [3] VDI 2221/22. Methodik zum Entwickeln und Konstruieren technischer Systeme und Produkte , Ausgabe 1993.
- [4] EN ISO 8510-2. Klebstoffe – Schälprüfung für flexibel/starr geklebte Proben – Teil 2: 180-Grad-Schälversuch (ISO 8510-2:2006) , year= Ausgabe 2010 .
- [5] Abschlussbericht. Textile Integrationstechniken zur Herstellung vorkonfektionierter Verstärkungsstrukturen für FVK “INTEX” . Technical report, BMBF, 2002. FKZ: 03 N 3060A9.
- [6] Abschlussbericht. Reproduzierbare Preformfertigung für Faserkunststoffverbunde – lokale Binderapplikation . Technical report, Abschlussymposium zum ZIM-Projekt KF2048915HG0, 24.11.2011.
- [7] Abschlussbericht. Wirtschaftliche Herstellung von Faserverbundbauteilen mit Hilfe automatisiert hergestellter textiler Preforms „Autopreforms“ . Technical report, BMWI / AiF, 30.05.2007. FKZ:14420 N.
- [8] J. A. Acheson, P. Simacek, and S. G. Advani. The implications of fiber compaction and saturation on fully coupled VARTM simulation . *Composites: Part A*, 35:159–169, 2004.
- [9] K. L. Adams, B. Miller, and L. Rebenfeld. Forced In-Plane Flow of an Epoxy Resin in Fibrous Networks . *Polymer Engineering and Science*, 26:1434–1441, 1986.
- [10] K. L. Adams and L. Rebenfeld. In-Plane Flow of Fluids in Fabrics: Structure/Flow Characterization . *Textile Research Journal*, 57:647–654, 1987.

- [11] R. Alagirusamy and V. Ogale. Development and Characterization of GF/PET, GF/Nylon, and GF/PP Commingled Yarns for Thermoplastic Composites . *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 18:269–285, 2005.
- [12] S. Amico and C. Lekakou. An experimental study of the permeability and capillary pressure in resin-transfer moulding . *Composites Science and Technology*, 61:1945–1959, 2001.
- [13] S. Aranda, D.C. Berg, M. Dickert, M. Drechsel, and G. Ziegmann. Influence of shear on the permeability tensor and compaction behaviour of a non-crimp fabric. *Composites: Part B*, XXX:XXX–XXX, 2014. article in press.
- [14] S. Aranda, F. Klunker, and G. Ziegmann. Influence of the Binding System on the Compaction Behaviour of NCF Carbon Fibre Reinforcements . In *Proceedings of 18th International Conference on Composite Materials (ICCM 18)*, 21.-26. August 2011. Cheju, Süd Korea.
- [15] S. Aranda, F. Klunker, and G. Ziegmann. Compaction Response of Fibre Reinforcements Depending on Processing Temperature . In *Proceedings of 17th International Conference on Composite Materials (ICCM 17)*, 27.-31. Juli 2009. Edinburgh, Schottland.
- [16] R. Arbter. *Contribution to robust resin transfer molding* . Dissertation ETH Zürich, 2008.
- [17] M. F. Ashby. *Materials Selection in Mechanical Design* . Butterworth Heinemann, Oxford, 2010.
- [18] E. Witten B. Jahn. Composites Marktbericht 2013 . Technical report, CCEv / AVK, September 2013.
- [19] B. Z. Babu and K. M. Pillai. Experimental Investigation of the Effect of Fiber-mat Architecture on the Unsaturated Flow in Liquid Composite Molding . *Journal of Composite Materials*, 38:57–79, 2004.
- [20] P. Badel, E. Vidal-Sallé, E. Maire, and P. Boisse. Simulation and tomography analysis of textile composite reinforcement deformation at the mesoscopic scale . *Composites Science and Technology*, 68:2433–2440, 2008.
- [21] M. Belhaj, M. Deleglise, S. Comas-Cardona, H. Demouveau, C. Binetruy, C. Duval, and P. Figueiredo. Dry fiber automated placement of carbon fibrous preforms . *Composites: Part B*, 50:107–111, 2013.

- [22] D. C. Berg, M. Dickert, and G. Ziegmann. Influence of Shear on the Permeability Tensor and Compaction Behaviour of Non-Crimped Fabrics . In *Proceedings of European Conference on Composite Materials (ECCM 15)*, 26. Juni 2012. Venedig, Italien.
- [23] S. Bickerton, P. Simacek, S. E. Guglielmi, and S. G. Advani. Investigation of draping and its effects on the mold filling process during manufacturing of a compound curved composite part . *Composites: Part A*, 28:801–816, 1997.
- [24] C. Binetruy and F. Boussu, editors. *Recent Advances in Textile Composites – TEXCOMP 10* . DEStech Publications, Inc., Lancaster, 2010.
- [25] J. C. Brody and J. W. Gillespie. Reactive and Non-reactive Binders in Glass/Vinyl Ester Composites . *Polymer Composites*, 26:377–387, 2005.
- [26] J. C. Brody and J. W. Gillespie. The Effects of a Thermoplastic Polyester Preform Binder on Vinyl Ester Resin . *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 18:157–179, 2005.
- [27] M. Brune. Hotmelt-Sprühbilder im rotierenden Verfahren , 11/2006. Sonderdruck aus adhäsion KLEBEN und DICHTEN.
- [28] D. T. Buckley. High Volume Preforming for Structural Applications using Engineering Fabrics . In *Proceedings of Automotive Composites Conference and Exhibition (ACCE)*, 16.-18. September 2008. Troy, USA.
- [29] M. J. Buntain and S. Bickerton. Compression flow permeability measurement: a continuous technique . *Composites Part A*, 34:445–457, 2003.
- [30] Z. Cai and A. L. Berdichevsky. An improved self-consistent method for estimating the permeability of a fiber assembly . *Polymer Composites*, 14:314–323, 1993.
- [31] V. M. A. Calado and S. G. Advani. Effective Average Permeability of Multi-Layer Preforms in Resin Transfer Molding . *Composite Science and Technology*, 56:519–531, 1996.
- [32] P. C. Carman. Fluid flow through granular beds . *Transactions Institution of Chemical Engineers, London*, 15:150–166, 1937.
- [33] E. J. Carter, A. W. Fell, P. R. Griffin, and J. Summerscales. Data validation procedures for the automated determination of the two-dimensional permeability tensor of a fabric reinforcement . *Composites: Part A*, 27:255–261, 1996.

- [34] Hexion Specialty Chemicals. Technisches Datenblatt EPIKOTE™Resin 05390 , Erstellt: 10/2004 Geändert: 03/2006. ATE-E1.
- [35] Hexion Specialty Chemicals. Technisches Datenblatt EPIKOTE™Resin 05311 , Geändert: 28.04.2008. ATE-E1.
- [36] B. Chen, A. H.-D. Cheng, and T.-W. Chou. A nonlinear compaction model for fibrous preforms . *Composites: Part A*, 32:701–707, 2001.
- [37] J. Chen, D. Backes, and K. Jayaraman. Dynamics of Binder Displacement in Liquid Molding . *Polymer Composites*, 17:23–33, 1996.
- [38] S. Comas-Cardona, C. Binetruy, and P. Krawczak. A continuous permeability tensor measurement. . *Composite Science and Technology*, 67:638–645, 2007.
- [39] InChem Corp. Technisches Datenblatt InChemRez PKHP-200 .
- [40] Hexcel Corporation. Technisches Datenblatt HexFlow® RTM 6 , Jul 09. Publication ITA 065e.
- [41] ASTM Standard: D1434-82(2003). Standard test method for determining gas permeability characteristics of plastic film and sheeting. , year= Ausgabe 2003 .
- [42] H. Darcy. *Les Fontaines Publiques de la Ville de Dijon* . Dalmont, Paris, 1856.
- [43] M. Deleglise, C. Binetruy, and P. Krawczak. Simulation of LCM processes involving induced or forced deformations . *Composites: Part A*, 37:874–880, 2006.
- [44] C. Demaria, E. Ruiz, and F. Trochu. In-plane anisotropic permeability characterization of deformed woven fabrics by unidirectional injection. Part I: Experimental results . *Polymer Composites*, 28:797–811, 2007.
- [45] F. Desplentere. *Multiscale Modelling of Stochastic Effects in Mould Filling Simulations for Thermoplastic Composites* . Dissertation KU Leuven, 2007.
- [46] F. Desplentere, I. Verpoest, and S. V. Lomov. Multiscale Modelling of Stochastic Effects in Mould Filling Simulations for Thermoplastic Composites . In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 9)*, 8.-10. Juli 2008. Montreal, Kanada.
- [47] M. Dickert. *Entwicklung eines automatisierten Fertigungskonzepts für das Intervallheißpressen von CFK-Preformen* . Diplomarbeit TU Clausthal, 2007.

- [48] M. Dickert and G. Ziegmann. Influence of Binder on the Mechanical Properties and the Permeability of a Non-Crimp Carbon Fabric Preform . In *Proceedings of European Conference on Composite Materials (ECCM 15)*, 25. Juni 2012. Venedig, Italien.
- [49] M. Dickert and G. Ziegmann. Influence of binder activation and fabric design on the permeability of non-crimp carbon fabrics . In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 11)*, 9. Juli 2012. Auckland, Neu-Seeland.
- [50] Dieffenbacher. High Pressure Resin Transfer Molding , 03/2011. Pressemitteilung (90-0000-00-27-67).
- [51] K. Dilger. Induktionstechnologie als innovative Produktionsmethode: Preforms für Faserverbundbauteile . Technical report, ifs - Institut für Füge- und Schweißtechnik, 02.03.2007.
- [52] L. Ding, C. Shih, Z. Liang, C. Zhang, and B. Wang. In situ measurement and monitoring of whole-field permeability profile of fiber preform for liquid composite molding processes . *Composites: Part A*, 34:779–789, 2003.
- [53] C. Dong. Development of a process model for the vacuum assisted resin transfer molding simulation by the response surface method . *Composites: Part*, 37:1316–1324, 2006.
- [54] C. Dörsch. Automatisierte Fertigungsanlage für die Faserverbundproduktion . *Maschinenmarkt*, 37:38–39, 2009.
- [55] G. Eestrada, C. Vieux-Pernon, and S. G. Advani. Experimental Characterization of the Influence of Tackifier Material on Preform Permeability . *Journal of Composite Materials*, 36:2297–2310, 2002.
- [56] G. W. Ehrenstein. *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften* . Carl Hanser Verlag, München, 2006.
- [57] G. W. Ehrenstein. *Mit Kunststoffen konstruieren: Eine Einführung* . Carl Hanser Verlag, München, 2007.
- [58] A. Endruweit. *Investigation of the Influence of Local Inhomogeneities in the Textile Permeability on the Resin Flow in Liquid Composites Moulding Processes* . Dissertation ETH Zürich, 2003.

- [59] A. Endruweit, P. McGregor, A. C. Long, and M. S. Johnson. Influence of the fabric architecture on the variations in experimentally determined in-plane permeability values . *Composites Science and Technology*, 66:1778–1792, 2006.
- [60] A. Endruweit et al. Experimental determination of the permeability of textiles: A benchmark exercise . *Composites: Part A*, 42:1157–1168, 2011.
- [61] A. F. Yee et al. Mode II fracture of composites interlayered with nylon particles . *Composites Science and Technology*, 56:1223–1240, 1996.
- [62] A. Marasco et al. Mechanical properties balance in novel Z-pinned sandwich panels: Out-of-plane properties . *Composites: Part A*, 37:295–302, 2006.
- [63] B. Laine et al. Permeability of the Woven Fabrics . In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 8)*, 11.-13. Juli 2006. Douai, Frankreich.
- [64] C. D. Rudd et al. Tow placement studies for liquid composite moulding . *Composites: Part A*, 30:1105–1121, 1999.
- [65] C. Dörsch et al. Teilautomatisiertes preforming zur Qualitätssicherung und Verkürzung von Fertigungszeiten bei der Herstellung von Rotorblättern von Windenergieanlagen . *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 38:915–921, 2007.
- [66] C. Linn et al. Herstellung von CFK-Bauteilen durch Direktimprägnierung mit Thermoplasten in der Spritzgießmaschine . *Lightweight Design*, 5:55–61, 2012.
- [67] F. Klunker et al. Value correction in the determination of transverse permeability values by using flow simulation in deformable porouse media . In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 11)*, 10. Juli 2012. Auckland, Neuseeland.
- [68] J. W. Gillespie et al. Effects of thermoplastic preforming binder on the properties of S2-glass fabric reinforced epoxy composites . *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 21:187–195, 2001.
- [69] K. Hoes et al. New set-up for measurement of permeability properties of fibrous reinforcements for RTM . *Composites: Part A*, 33:959–969, 2002.
- [70] M. Arnold et al. Permeabilität als Schlüsselparameter für kurze Zykluszeiten . *Kunststoffe*, 14:45–48, 2013.
- [71] M. Fraunhofer et al. Induction Technique in Manufacturing Preforms . *Mechanics of Composite Materials*, 44:523–530, 2008.

- [72] N. Vernet et al. Experimental determination of the permeability of engineering textiles: Benchmark II . *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 61:172 – 184, 2014.
- [73] R. Matsuzaki et al. Control of resin flow using multifunctional interdigital electrode array film . In *Proceedings of European Conference on Composite Materials (ECCM 15)*, 27. Juni 2012. Venedig, Italien.
- [74] T. S. Lundström et al. In-Plane Permeability Measurements on Fiber Reinforcements by the Multi-Cavity Parallel Flow Technique . *Polymer Composites*, 20:146–154, 1999.
- [75] T. S. Lundström et al. In-plane permeability measurements: a nordic round-robin study . *Composites: Part A*, 31:29–43, 2000.
- [76] U. Beier et al. Kosteneffiziente Preformprozesskette für komplexe Hochleistungs-Faserverbund-Strukturbauteile . *Journal of Plastics Technology*, 6:278–298, 2009.
- [77] U. Eberth et al. Method for manufacturing a fiber reinforced synthetic composite structural element using fiber textile preforms , 13.02.2007. United States Patent.
- [78] P. Ferland, D. Guittard, and F. Trochu. Concurrent Methods for Permeability Measurement in Resin Transfer Molding . *Polymer Composites*, 17:149–158, 1996.
- [79] J. Fleischer. Automatisierte Produktionsprozesse und -anlagen für den hybriden Leichtbau . In *Sampe Deutschland 2012*, 01.03.2012. Ort: Karlsruhe.
- [80] M. Flemming, G. Ziegmann, and S. Roth. *Faserverbundbauweisen: Fasern und Matrices* . Springer, Heidelberg, 1995.
- [81] M. Flemming, G. Ziegmann, and S. Roth. *Faserverbundbauweisen: Fertigungsverfahren mit duroplastischer Matrix* . Springer, Heidelberg, 1999.
- [82] E. Fries, J. Renkl, and S. Schmidhuber. HD-RTM-Verfahren: Mit vernetzter Kompetenz zum Hochleistungsbauteil (Artikel aus Kunststoffe 9/2011). *Kunststoffe: Themendossier Leichtbau*, 1:18–21, 2012.
- [83] T. Fürst. Schutzrecht DE102011076150 A1: Verfahren, Anlage und Vorrichtung zum Auftragen eines Bindemittels auf zumindest eine Schicht eines mehrschichtigen Vorformlings, 2012.

- [84] R. Gauvin, F. Trochu, Y. Lemenn, and L. Diallo. Permeability Measurement and Flow Simulation Through Fiber Reinforcement . *Polymer Composites*, 17:34–42, 1996.
- [85] B. R. Gebart. Permeability of Unidirectional Reinforcements for RTM . *Journal of Composite Materials*, 26:1100–1133, 1992.
- [86] L. Girdauskaite. *Lokale Strukturfixierung im Preformherstellungsprozess für komplex gekrümmte Faserkunststoffverbundbauteile* . Dissertation TU Dresden, 2011.
- [87] L. Girdauskaite and S. Krzywinski. *Prozessverkettung Preforming für FKV – locale Fixierung in Kombination mit Lege-/Zuschnitttechnik* . Jahresbericht ITM Dresden, 2011.
- [88] F. Gommer, K. Vanderbosch, S. V. Lomov, and I. Verpoest. Error assessment in permeability measurement using radial flow method . *Advanced Composites Letters*, 18:121–123, 2009.
- [89] B. Gourichon, M. Deleglise, C. Binetruy, and P. Krawczak. Dynamic void content prediction during radial injection in liquid composite molding . *Composites: Part A*, 39:46–55, 2008.
- [90] Q. Govignon, S. Bickerton, J. Morris, and P.A. Kelly. Full field monitoring of the resin flow and laminate properties during the resin infusion process . *Composites: Part A*, 39:1412–1426, 2008.
- [91] C. Hahn, C. Binetruy, R. Hinterhoelzl, and K. Drechsler. A Numerical Method of Permeability Determination for RTM Process Simulation . In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 11)*, 9. Juli 2012. Auckland, Neu-Seeland.
- [92] A. Hammami, F. Trochu, R. Gauvin, and S. Wirth. Directional Permeability Measurement of Deformed Reinforcement . *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 15:552–562, 1996.
- [93] K. K. Han, C. W. Lee, and B. P. Rice. Measurements of the permeability of fiber preforms and applications . *Composites Science and Technology*, 60:2435–2441, 2000.
- [94] E. Heardman, C. Lekakou, and M. G. Bader. In-plane permeability of sheared fabrics . *Composites: Part A*, 32:933–940, 2001.

- [95] E. Heardman, C. Lekakou, and M. G. Bader. Flow monitoring and permeability measurement under constant and transient flow conditions . *Composites Science and Technology*, 64:1239–1249, 2004.
- [96] R. W. Hillermeier and J. C. Seferis. Interlayer toughening of resin transfer molding composites . *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 32:721–729, 2001.
- [97] P. J. Hogg. Toughening of thermosetting composites with thermoplastic fibres . *Materials Science and Engineering: A*, 412:97–103, 2005.
- [98] C. Cherif (Hrsg.). *Textile Werkstoffe für den Leichtbau* . Springer, Heidelberg, 2011.
- [99] C. Cherif (Hrsg.). *Leichtbau mit Textilverstärkung für Serienanwendungen* . Wissenschaftliche Scripten, Dresden, 2013.
- [100] C. P. Hsu, M. Kinkelaar, P. Hu, and L. J. Lee. Effects of Thermoplastic Additives on the Cure of Unsaturated Polyester Resins . *Polymer Engineering and Science*, 31:1450–1460, 1991.
- [101] J. Hu, Y. Liu, and X. Shao. Effect of Stitches on the Permeability of Interbundle Channels in Stitched Fabrics . *Textile Research Journal*, 73:691–699, 2003.
- [102] Momentive Specialty Chemicals Inc. Technisches Datenblatt EPIKOTE™ Resin MGS® RIMR 135 and EPIKURE™ Curing Agent MGS® RIMH 134–RIMH 137 , Überarbeitungs-Datum: 08.12.2011. HCD-8246.
- [103] Persönliche Information.
- [104] Saertex GmbH + Co. KG. Abnahmeprüfzeugnis für V101874-0300-01400-000000 , 12.11.2010.
- [105] E. Kühne. Klebfixierung von Rovings erhöht die Belastbarkeit . *Kunststoffe*, 11:77–79, 2009.
- [106] S. K. Kim and I. M. Daniel. Determination of three-dimensional permeability of fiber preforms by the inverse parameter estimation technique . *Composites: Part A*, 34:421–429, 2003.
- [107] S. K. Kim, J. G. Opperer, D.-W. Kim, and I. M. Daniel. Determination of In-Plane Permeability of Fiber Preforms by the Gas Flow Method Using Pressure Measurements . *Polymer Composites*, 24:34–44, 2003.

- [108] F. Klunker. *Aspekte zur Modellierung und Simulation des Vacuum Assisted Resin Infusion*. Dissertation TU Clausthal, 2008.
- [109] J. C. Knight, D. Backes, and K. Jayaraman. Consolidation and Relaxation Behavior of Continuous Strand Random Glass Mats with Thermoplastic Binders. *Polymer Composites*, 17:451–457, 1996.
- [110] J. Kozeny. Über kapillare Leitung des Wassers im Boden. *Sitzungsber Akademie der Wissenschaften, Wien*, 136:271–306, 1927.
- [111] T. Kruckenberg, L. Ye, and R. Paton. Static and vibration compaction and microstructure analysis on plain-woven textile fabrics. *Composites: Part A*, 39:488–502, 2008.
- [112] Y.-H Lai, B. Khomami, and J. L. Kardos. Accurate Permeability Characterization of Preforms Used in Polymer Matrix Composite Fabrication Processes. *Polymer Composites*, 18:368–377, 1997.
- [113] B. Laine, F. Boust, P. Boisse, G. Hivet, S. V. Lomov, and A. Fanget. Perméabilité des renforts fibreux: étude des écarts expériences-prédictions. *Revue des Composites et des Matériaux Avancés*, 15:385–400, 2005.
- [114] E. Laourine, D. Aibibu, and Ch. Cherif. *Modellierung von Geweben zur Bestimmung der Permeabilität und der Retentionseigenschaften*. Jahresbericht ITM Dresden, 2011.
- [115] J. M. Lawrence, J. Barr, R. Karmakar, and S. G. Advani. Characterization of preform permeability in the presence of race tracking. *Composites: Part A*, 35:1393–1405, 2004.
- [116] J. M. Lawrence, P. Fried, and S. G. Advani. Automated manufacturing environment to address bulk permeability variations and race tracking in resin transfer molding by redirecting flow with auxiliary gates. *Composites: Part A*, 36:1128–1141, 2005.
- [117] J. S. Leclerc and E. Ruiz. Porosity reduction using optimized flow velocity in Resin Transfer Molding. *Composites: Part A*, 39:1859–1868, 2008.
- [118] C. Lekakou, S. Cook, Y. Deng, T.W. Ang, and G.T. Reed. Optical fibre sensor for monitoring flow and resin curing in composites manufacturing. *Composites: Part A*, 37:934–938, 2006.

- [119] C. Lekakou, M. A. K. Johari, D. Norman, and M. G. Bader. Measurement techniques and effects on in-plane permeability of woven cloths in resin transfer moulding . *Composites: Part A*, 27:401–408, 1996.
- [120] C. Lekakou, M. A. K. B. Johari, and M. G. Bader. Compressibility and Flow Permeability of Two-Dimensional Woven Reinforcements in the Processing of Composites . *Polymer Composites*, 17:666–672, 1996.
- [121] D. Li, Y. Nie, X. Zhou, and L. Cai. Numerical Modelling of Resin Film Infusion Process with Compaction and Its Application . *Computer Modeling in Engineering and Sciences*, 72:159–166, 2011.
- [122] J. Li, X. Fu, C. Zhang, R. Liang, and B. Wang. Optimal Injection Design for Resin Transfer Molding with In Situ Permeability Measurement and Process Simulation . *Journal of Composite Materials*, 43:1695–1712, 2009.
- [123] M. Li, Y. Gu, Z. Zhang, and Z. Sun. A Simple Method for the Measurement of Compaction and Corresponding Transverse Permeability of Composite Prepregs . *Polymer Composites*, 28:61–70, 2007.
- [124] S. T. Lim and W. I. Lee. An analysis of the three-dimensional resin-transfer mold filling process . *Composites Science and Technology*, 60:961–975, 2000.
- [125] Q. Liu, R. S. Parnas, and Hermione S. Giffard. New set-up for in-plane permeability measurement . *Composites: Part A*, 38:954–962, 2007.
- [126] R. Loendersloot and R. Akkerman. A Permeability Prediction for Non-Crimp Fabrics . In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 8)*, 11.-13. Juli 2006. Douai, Frankreich.
- [127] R. Loendersloot, R. Akkerman, and S. V. Lomov. A Permeability Prediction for (Un)Non-Crimp Fabrics . In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 7)*, 7.-9. Juli 2004. Newark, USA.
- [128] R. Loendersloot, S. V. Lomov, R. Akkerman, and I. Verpoest. Carbon composites based on multiaxial multiply stitched preforms. Part V: geometry of sheared biaxial fabrics . *Composites: Part A*, 37:103–113, 2006.
- [129] F. Loix, P. Badel, L. Orgéas, C. Geindreau, and P. Boisse. Woven fabric permeability: From textile deformation to fluid flow mesoscale simulations . *Composites Science and Technology*, 68:1624–1630, 2008.

- [130] M. Louis and U. Huber. Investigation of shearing effects on the permeability of woven fabrics and implementation into LCM simulation . *Composites Science and Technology*, 63:2081–2088, 2003.
- [131] Keuchel Associates Inc. / Spunfab Ltd. Technisches Datenblatt Spunfab PA-1300 , 04.09.2008. TDS-PA1300.
- [132] Keuchel Associates Inc. / Spunfab Ltd. Technisches Datenblatt Spunfab Do253B , 30.09.2009. TDS-Do253B-109.
- [133] Keuchel Associates Inc. / Spunfab Ltd. Technisches Datenblatt Spunfab PA-1401 , 31.07.2008. TDS-PA1401.
- [134] Keuchel Associates Inc. / Spunfab Ltd. Technisches Datenblatt Spunfab PA-1412 , 31.10.2006. TDS-PA1412.
- [135] T. S. Lundström, S. Toll, and J.M. Hakanson. Measurement of the Permeability Tensor of Compressed Fiber Beds . *Transport in Porous Media*, 47:363–380, 2002.
- [136] Y. Luo, I. Verpoest, K. Hoes, M. Vanheule, H. Sol, and A. Cardon. Permeability measurement of textile reinforcements with several test fluids . *Composites: Part A*, 32:1497–1504, 2001.
- [137] T. Luthy. *Three-Dimensional Permeability Measurements based on Direct Current and Ultrasound Monitoring Techniques* . Dissertation ETH Zürich, 2003.
- [138] S. Roth M. Flemming, G. Ziegmann. *Faserverbundbauweisen: Halbzeuge und Bauweisen* . Springer, Heidelberg, 1996.
- [139] B. Markicevic and T. D. Papathanasiou. A Model for the Transverse Permeability of Bi-material Layered Fibrous Preforms . *Polymer Composites*, 24:68–82, 2003.
- [140] D. Merhi, V. Michaud, L. Kämpfer, P. Vuilliomenet, and J.-A.E. Manson. Transverse permeability of chopped fibre bundle beds . *Composites: Part A*, 38:739–746, 2007.
- [141] A. Mills. Automation of carbon fiber preform manufacture for affordable aerospace applications . *Composites: Part A*, 32:955–962, 2001.
- [142] P. Mitschang and M. Neitzel. *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung* . Carl Hanser Verlag, München, 2004.

- [143] G. Morren, S. Bossuyt, and H. Sol. 2D permeability tensor identification of fibrous reinforcements for RTM using an inverse method . *Composites: Part A*, 39:1530–1536, 2008.
- [144] mTorres Produktkatalog. Total Solution for Carbon Fiber Manufacturing , 2013.
- [145] P. B. Nedanov and S. G. Advani. Numerical Computation of the Fiber Preform Permeability Tensor by the Homogenization Method . *Polymer Composites*, 23:758–770, 2002.
- [146] N. D. Ngo and K. K. Tamma. Complex three-dimensional microstructural permeability prediction of porous fibrous media with and without compaction . *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 60:1741–1757, 2004.
- [147] Q. T. Nguyen, E. Vidal-Sallé, P. Boisse, C. H. Park, A. Saouab, J. Bréard, and G. Hivet. Mesoscopic scale analyses of textile composite reinforcement compaction . *Composites: Part B*, 44:231–241, 2013.
- [148] M. Nordlund, T. S. Lundström, V. Frishfelds, and A. Jakovics. Permeability network model for non-crimp fabrics . *Composites: Part A*, 37:826–835, 2006.
- [149] M. Nordlund and T. S. Lundstrom. Numerical Study of the Local Permeability of Noncrimp Fabrics . *Journal of Composite Materials*, 39:929–947, 2005.
- [150] A. Ochs. Aufbau einer automatisierten Prozesskette zur Herstellung endlosfaser-verstärkter Kunststoffbauteile im RTM-Verfahren . Technical report, Broschüre des wbk am KIT, Januar 2012.
- [151] K. Okonkwo, P. Simacek, S.G. Advani, and R.S. Parnas. Characterization of 3D fiber preform permeability tensor in radial flow using an inverse algorithm based on sensors and simulation . *Composites: Part A*, 42:1283–1292, 2011.
- [152] P. Ouagne and J. Bréard. Continuous transverse permeability of fibrous media . *Composites: Part A*, 41:22–28, 2010.
- [153] P. Ouagne, T. Ouahbi, C. Hae Park, J. Bréard, and A. Saouab. Continuous measurement of fiber reinforcement permeability in the thickness direction: Experimental technique and validation . *Composites: Part B*, 45:609–618, 2013.
- [154] G. Pahl and W. Beitz. *Konstruktionslehre: Grundlagen erfolgreicher Produktentwicklung. Methoden und Anwendung* . Springer, Heidelberg, 2007.

- [155] T. D. Papathanasiou and P. D. Lee. Morphological Effects on the Transverse Permeability of Arrays of Aligned Fibers . *Polymer Composites*, 18:242–253, 1997.
- [156] R. S. Parnas. *Liquid Composite Molding* . Carl Hanser Verlag, München, 2000.
- [157] R. S. Parnas, K. M. Flynn, and M. E. Dal-Favero. A Permeability Database for Composites Manufacturing . *Polymer Composites*, 18:623–633, 1997.
- [158] R. S. Parnas and A. J. Salem. A Comparison of the Unidirectional and Radial In-Plane Flow of Fluids Through Woven Composite Reinforcements . *Polymer Composites*, 14:383–394, 1993.
- [159] I. K. Partridge and D. D. R. Cartié. Delamination resistant laminates by Z-Fiber pinning: Part 1 manufacture and fracture performance. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 36:55–64, 2005.
- [160] K. M. Pillai. Modeling the Unsaturated Flow in Liquid Composite Molding Processes: A Review and Some Thoughts . *Journal of Composite Materials*, 38:2097–2118, 2004.
- [161] K. M. Pillai and S. G. Advani. Numerical Simulation of Unsaturated Flow in Woven Fiber Preforms During the Resin Transfer Molding Process . *Polymer Composites*, 19:71–80, 1998.
- [162] R. Pomeroy, S. Grove, J. Summerscales, Y. Wang, and A. Harper. Measurement of permeability of continuous filament mat glass–fibre reinforcements by saturated radial airflow . *Composites: Part A*, 38:1439–1443, 2007.
- [163] P. Potluri and J. Atkinson. Automated manufacture of composites: handling, measurement of properties and lay-up simulations . *Composites: Part A*, 34:493–501, 2003.
- [164] A. Puck. *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten: Modelle für die Praxis* . Carl Hanser Verlag, München, 1996.
- [165] S. Ranganathan, F. R. Phelan Jr., and S. G. Advani. A Generalized Model for the Transverse Fluid Permeability in Unidirectional Fibrous Media . *Polymer Composites*, 17:222–230, 1996.
- [166] R. Reinhold. Lösungen für anspruchsvolle Faserverbunde . *Kunststoffe*, 12:38–40, 2010.

- [167] G. Rieber. *Einfluss von textilen Parametern auf die Permeabilität von Multifilamentgeweben*. Dissertation TU Kaiserslautern, 2011.
- [168] T. Roberts. The Carbon Fibre Industry Worldwide 2011-2020: An Evaluation of Current Markets and Future Supply and Demand, November 2011.
- [169] F. Robitaille and R. Gauvin. Compaction of Textile Reinforcements for Composites Manufacturing. I: Review of Experimental Results. *Polymer Composites*, 19:198–216, 1998.
- [170] V. Rohatgi and L. J. Lee. Moldability of Tackified Fiber Preforms in Liquid Composite Molding. *Journal of Composite Materials*, 31:720–744, 1997.
- [171] C. D. Rudd, A. C. Long, and L. N. Kendall. *Liquid Moulding Technologies: Resin Transfer Moulding, Structural Reaction Injection Moulding and Related Processing Techniques: A Guide to RTM, SRIM and Related Composites Processing Techniques*. Crc Press, 1997.
- [172] E. Ruiz, V. Achim, S. Soukane, F. Trochu, and J. Bréard. Optimization of injection flow rate to minimize micro/macro-voids formation in resin transfer molded composites. *Composites Science and Technology*, 66:475–486, 2006.
- [173] E. Ruiz, F. LeBel, and F. Trochu. Experimental study of capillary flows, voids formation and void migration in LCM manufacturing. In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 11)*, 9. Juli 2012. Auckland, Neu-Seeland.
- [174] J. S. U. Schell, M. Deleglise, C. Binetruy, P. Krawczak, and P. Ermanni. Numerical prediction and experimental characterisation of meso-scale-voids in liquid composite moulding. *Composites: Part A*, 38:2460–2470, 2007.
- [175] J. S. U. Schell, M. Siegrist, and P. Ermanni. Experimental Determination of the Transversal and Longitudinal Fibre Bundle Permeability. *Applied Composite Materials*, 14:117–128, 2007.
- [176] S. Scholz, J. W. Gillespie Jr., and D. Heider. Measurement of transverse permeability using gaseous and liquid flow. *Composites: Part A*, 38:2034–2040, 2007.
- [177] H. Schürmann. *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden (VDI-Buch)*. Springer, Heidelberg, 2007.
- [178] J. Schulz, E. Kühne, and B. Wielage. Einsatz der Preformtechniken zur Produktivitätssteigerung bei der Verarbeitung von Faserverbundkunststoffen. *DGM Tagung Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Bayreuth, 02. Apr 09.

- [179] C.-H. Shih and L. J. Lee. Tackification of Textile Fiber Preforms in Resin Transfer Molding . *Journal of Composite Materials*, 35:1954–1981, 2001.
- [180] C.-H. Shih, Q. Liu, and L. J. Lee. VARTM Using Tackified Fiber Preforms. *Polymer Composites*, 22:721–729, 2001.
- [181] Wacker Silicones. Technisches Datenblatt WACKER® AK 100 , Überarbeitungs-Datum: 07.06.2013. Version: 1.2,.
- [182] P. Simacek and S. G. Advani. Desirable Features in Mold Filling Simulations for Liquid Composite Molding Processes . *Polymer Composites*, 25:355–367, 2004.
- [183] P. Simacek and S. G. Advani. Role of acceleration forces in numerical simulation of mold filling processes in fibrous porous media . *Composites: Part A*, 37:1970–1982, 2006.
- [184] P. Smith, C. D. Rudd, and A. C. Long. The Effect of Shear Deformation on the Processing and Mechanical Properties of Aligned Reinforcements . *Composites Science and Technology*, 57:327–344, 1997.
- [185] H. C. Stadtfeld, M. Erninger, S. Bickerton, and S. G. Advani. An Experimental Method to Continuously Measure Permeability of Fiber Preforms as a Function of Fiber Volume Fraction . *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 21:879–899, 2002.
- [186] R. Stewart. Carbon fibre composites poised for dramatic growth . *Reinforced Plastics*, Mai, 2005.
- [187] M. Tanoglu and A. T. Seyhan. Compressive mechanical behaviour of E-glass/polyester composite laminates tailored with a thermoplastic preforming binder . *Materials Science and Engineering A*, 363:335–344, 2003.
- [188] B. Thoma, K. A. Weidenmann, and F. Henning. Chemical-Stitching, ein vielversprechender Ansatz für die automatisierte Preformfertigung. *Journal of Plastics Technology*, 8:490–514, 2012.
- [189] L. Trevino, K. Rupel, W. B. Young, M. J. Liou, and L. J. Lee. Analysis of Resin Injection Molding in Molds With Preplaced Fiber Mats. I: Permeability and Compressibility Measurements . *Polymer Composites*, 12:20–29, 1991.
- [190] J. Tröltzsch. *Spritzgießtechnische Direktimprägnierung textiler Halbzeuge und Preformen bei komplexen Hochleistungsbauteilen* . Dissertation TU Chemnitz, 2012.

- [191] T. K. Tsotsis. Interlayer Toughening of Composite Materials . *Polymer Composites*, 30:70–86, 2009.
- [192] W. Unckenbold. Faserverbundgerechter Einsatz von Leichtbauwerkstoffen mit Langfaserverstärkung - Zukunft mit Vergangenheit? . In *16. Nationales Symposium SAMPE Deutschland e. V.* Clausthal, Deutschland.
- [193] B. Verleye, M. Klitz, R. Croce, M. Griebel, S.V. Lomov, D. Roose, and I. Verpoest. Predicting the Permeability of Textile Reinforcements via a Hybrid Navier-Stokes/Brinkman Solver . In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 8)*, 11.-13. Juli 2006. Douai, Frankreich.
- [194] B. Verleye, S. V. Lomov, A. Long, I. Verpoest, and D. Roose. Permeability prediction for the meso–macro coupling in the simulation of the impregnation stage of Resin Transfer Moulding . *Composites: Part A*, 41:29–35, 2010.
- [195] B. Verleye, D. Nuyens, A. Walbran, and M. Gan. Uncertainty Quantification in Liquid Composite Moulding Processes . In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 11)*, 12. Juli 2012. Auckland, Neu-Seeland.
- [196] I. Verpoest and S. V. Lomov. Virtual textile composites software WiseTex: Integration with micro-mechanical, permeability and structural analysis . *Composites Science and Technology*, 65:2563–2574, 2005.
- [197] J. Verrey. *Resin transfer moulding of complex shaped composites using carbon fibre non-crimp fabrics* . Dissertation EPF Lausanne, 2004.
- [198] T. J. Wang, C. H. Wu, and L. J. Lee. In-Plane Permeability Measurement and Analysis in Liquid Composite Molding . *Polymer Composites*, 15:278–288, 1994.
- [199] L. Weigel and D. H. Müller. Gemeinsamer Technischer Abschlussbericht zum Verbundprojekt „preblade“ . Technical report, BMU, 2007.
- [200] J. R. Weitzenböck, R. A. Shenoi, and P. A. Wilson. Measurement of three-dimensional permeability . *Composites Part A*, 29:159–169, 1998.
- [201] J. R. Weitzenböck, R. A. Shenoi, and P. A. Wilson. Radial flow permeability measurement. Part A: Theory . *Composites Part A*, 30:781–796, 1999.
- [202] J. R. Weitzenböck, R. A. Shenoi, and P. A. Wilson. Radial flow permeability measurement. Part B: Application . *Composites Part A*, 30:797–813, 1999.

- [203] C. C. Wong, A. C. Long, and C. D. Rudd. Modelling the Effects of Fabric Structure on the Variability of Permeability . In *Proceedings of Flow Processes in Composite Materials (FPCM 8)*, 11.-13. Juli 2006. Douai, Frankreich.
- [204] X. Wu and J. Li. A New Method to Determine Fiber Transverse Permeability . *Journal of Composite Materials*, 41:747–756, 2007.
- [205] X. Wu, J. Li, and R. A. Shenoi. Measurement of braided preform permeability . *Composites Science and Technology*, 66:3064–3069, 2006.
- [206] B. Wulforth, T. Gries, and D. Veit. *Textile Technology* . Hanser Gardner Publications, Cincinnati, 2006.
- [207] F. Zhang, S. Comas-Cardona, and C. Binetruy. Statistical modeling of in-plane permeability of non-woven random fibrous reinforcement . *Composites Science and Technology*, 72:1368–1379, 2012.
- [208] F. Zhou, N. Kuentzer, P. Simacek, S. G. Advani, and S. Walsh. Analytic characterization of the permeability of dual-scale fibrous porous media . *Composites Science and Technology*, 66:2795–2803, 2006.